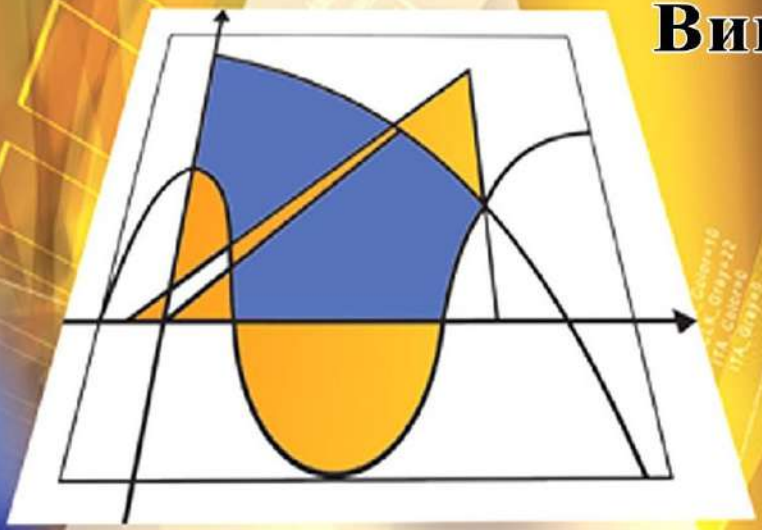
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ



ЛУЦЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

НАУКОВІ НОТАТКИ



Випуск 66

ЛУЦЬК - 2019

НАУКОВІ НОТАТКИ

Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Технічні науки»)

Випуск 66
2019

Луцьк 2019

УДК 621. (0)÷629.7; 539

РЕДАКЦІЙНА РАДА

Пустюльга С.І., декан МБФ, Луцький НТУ, д.т.н, професор; Рудь В.Д., Луцький НТУ, д.т.н., професор; Савчук П.П., ректор, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Шваб'юк В.І., Луцький НТУ, д.т.н., професор; Заболотний О.В., декан ТФ, Луцький НТУ, к.т.н., доцент.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Рудь В.Д., д.т.н., професор, Луцький НТУ (відповідальний редактор); Пустюльга С.І., д.т.н., професор, Луцький НТУ (заступник відповідального редактора); Заболотний О.В., к.т.н., доц., Луцький НТУ (заступник відповідального редактора); Савюк І.В., асистент, Луцький НТУ (відповідальний секретар); Бобир М.І., д.т.н., професор, НТУ України "КПІ"; Гевко Б.М., д.т.н., професор, Тернопільський НТУ; Дядюра К.О., д.т.н., професор, Сумський державний університет; Жигуц Ю.Ю., д.т.н., професор, ДВНЗ Ужгородський національний університет; Кіндрачук М.В., д.т.н., професор, Національний Авіаційний університет; Лотиш В.В., к.т.н., доц., Луцький НТУ; Майстренко А.Л., д.т.н., член-кореспондент НАН України, Інститут надтвердих матеріалів; Максимович В.М., д.ф.-м.н., професор, Луцький НТУ; Пальчевський Б.О., д.т.н., професор, Луцький НТУ; Петраков Ю.В., д.т.н., професор, НТУ України "КПІ"; Петровський В.Я., д.т.н., професор, інститут проблем матеріалознавства НАН України; Повстяной О.Ю., к.т.н., доц., Луцький НТУ; Савчук П.П., д.т.н., професор, Луцький НТУ; Струтинський В.Б., д.т.н., професор, НТУ України "КПІ"; Студеняк І.П., д.т.н., професор, ДВНЗ Ужгородський національний університет; Шваб'юк В.І., д.т.н., професор, Луцький НТУ; Штерн М.Б., д.т.н., професор, Інститут проблем матеріалознавства НАН України; Ярошевич М.П., д.т.н., професор, Луцький НТУ; Allison Macmillan, професор, доктор PhG, Гліндворський університет (Уельс, Великобританія); Драган О.В., к.т.н., доцент, Брестський державний технічний університет (Білорусь); Патер Збігнев, д.т.н., професор, Люблінська політехніка (Польща); Геворк Петросян, д.т.н., професор, Вірменський державний університет (Вірменія); Дімітер Ставнев, д.т.н., професор, Технічний університет м. Варні (Болгарія); Дешка Маркова, д.т.н., професор, Технічний університет м. Габрово (Болгарія)

Рекомендовано до друку Вченою радою Луцького національного технічного університету, протокол № 10 від 28.05.2019 р.

Свідоцтво Міністерства юстиції України про державну реєстрацію:

Серія КВ №15901-4373ПР від 13.11.2009 р.

Включено до Переліку наукових фахових видань України наказ МОН України № 528 від 12.02.2015 року та в наукометричну базу РИНЦ.

ISSN: 24-15-39-66

© Луцький національний технічний університет, 2019 р.

ШАНОВНІ ДОПИСУВАЧІ, КОЛЕГИ!

Згідно наказу МОН України № 528 від 12.02.2015 р. затверджено Міжвузівський збірник наукових праць «НАУКОВІ НОТАТКИ», що видається Луцьким національним технічним університетом як наукове фахове видання України.

В збірнику публікуються результати теоретичних та експериментальних досліджень, які раніше не висвітлювались в друці. Враховуючи, що збірник є фаховим виданням, в ньому корисно друкувати результати дисертаційних досліджень на здобуття наукового ступеня кандидата та доктора технічних наук за галузями знань "Технічні науки"

Статті друкуються українською, англійською або російською мовами.

Довідки за тел. (0332) 26-25-19 e-mail: **notatki@ukr.net**

Наша адреса:

43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56

Луцький національний технічний університет,

редакція міжвузівського збірника “Наукові нотатки”

Веб-сайт збірника: **http: //notatki.com.ua**

З повагою,

Відповідальний редактор,
професор Луцького НТУ *В.Д. Рудь*

ЗМІСТ

Зміст……..	4
Абрамов С.О. Обґрунтування абразивного матеріалу для активації поверхні мідної ламелі струменово-абразивним методом……	10
Бондар К.А., Зайчук Н.П., Шимчук С.П. Вплив домішок деревного борошна на адгезійні властивості пінополіуретану……	18
Букетов А.В., Безбах О.М., Круглий Д.Г., Букетова Н.М., Яцюк В.М. Дослідження теплофізичних властивостей модифікованих 4,4'-метиленбіс (2-метоксианіліном) епоксидних композитів для транспортної галузі……	23
Букетов А.В. , Браїло М.В., Кобельник О.С., Якущенко С.В., Сапронова А.В. Розроблення епокси-поліефірної матриці з поліпшеними фізико-механічними властивостями для відновлення засобів транспорту……	30
Букетов А.В., Кулініч В.Г., Сметанкін С.А., Букетова Н.М., Яцюк В.М. Вплив модифікаторів $C_{13}H_{12}CL_2N_2$ТА $C_{13}H_{14}N_2$ на механічні властивості епоксидної матриці……..	37
Валецький Б.П. Механотроніка складу……	46
Гальчук Т.Н., Божко Т.Є. Отримання металевих композиційних матеріалів із вмістом порошку чавуну……	53
Горностай В.М., Потятиник А.М., Єфремов М.О., В'язовський Є.Ю., Шаповалов В.В. Визначення впливу ступеня деформації на параметри процесу холодного зворотного видавлювання порожнистих виробів з роздачою……	58
Гребенок Т.П., Радченко О.К., Субботін В.І., Луговський Ю.Ф., Іценко А.І., Литвин Р.В., Ярмолінський С.В. Шаруваті композити із твердих сплавів на основі карбіду титану……..	65
Гуменюк Ю.О., Човнюк Ю.В., Герасимчук Г.А. Метод пошуку розв'язків задачі коші квазілінійних рівнянь в дослідженнях динаміки руху ґрунтів сільськогосподарського призначення……..	71
Давидчук Н.К., Гадзира М.П., Тимошенко Я.Г. Вплив вуглевмістних порошкових композитів (лігатури), отриманих при взаємодії карбідів з металами на структуроутворення та зміцнення сплавів на основі алюмінію……	74
Давідіч Ю.О., Чумаченко І.В., Галкін А.С., Давідіч Н.В., Куш Є.І. Закономірності розселення працівників сфери виробництва……	80
Дмитріюк М.В., Гусачук Д.А., Фещук Ю.П. Аналіз впливу термічної обробки на формування структури високоміцних мідистих чавунів……	86
Дробот О.С., Нікітін О.О., Підгайчук С.Я., Яворська Н.М., Бабак О.П. Удосконалення режимів термічної обробки корпусних деталей військової техніки……..	90
Дудніков А.А., Дудник В.В., Біловод О.І., Іванкова О.В., Лапенко Т.Г. Зміцнення матеріалу деталей пластичним деформуванням……..	94
Євдокименко Ю.І., Кисіль В.М., Фролов Г.О. Методичні основи створення установок для високошвидкісного газополум'яного нанесення покриттів……	98
Єпіфанцева Т.А., Солонін Ю.М., Власова О.В., Коваль А.Ю. Залежність фізико-механічних властивостей не спечених виробів гетерогенного складу на основі міді від властивостей компонентів включень……	108
Єпіфанцева Т.О., Самокіш М.А., Власова О.В. Технологічний процес комплектації та методика стендових випробувань кумулятивних зарядів з порошковою воронкою……..	115
Жигуц Ю.Ю., Талабірчук В.Ю. Технологія синтезу та властивості термітних мідних сплавів……	120
Залета О.М. Функціонально-модульне проектування технологічного обладнання на основі системного аналізу його службової функції……..	127
Івасенко І.Б., Задорожна Х.Р., Посувайло В.М., Винар В.А., Чумало Г.В., Студент М.М., Імбірович Н.Ю., Остап'юк С.І., Фещук Ю.П. Оцінка розподілу включень і дефектів плазмо електролітних і лазерно-модифікованих покриттів на алюмінієвих сплавах……	135
Каверинський В.В., Сухенко З.П., Баглюк Г.А. Моделювання кінетики процесів рекристалізації, повернення і виділення карбонітридних частинок у мікролегованій сталі після гарячої деформації аустеніту……	141

Калюжний В.Л., Артеменко С.С., Ярмоленко О.С. Силові режими, напружено-деформований стан металу та температурний розподіл при гарячому зворотному видавлюванні порожнистих вісесиметричних виробів з латуні…….	151
Кіріченко М.В., Зайцев Р.В., Хрипунов Г.С., Харченко М.М., Дроздов А.М., Дроздова А.А. Виготовлення базових шарів гнучких сонячних елементів методом осадження у квазізамкненому об'ємі плівок сульфіду та телуриду кадмію……	157
Ковальчук Я., Крамар Г., Бодрова Л., Коваль І., Мариненко С. Теплоізоляційні будівельні матеріали з місцевих технологічних відходів……	165
Красовський В.П., Габ І.І., Костюк Б.Д., Красовська Н.О., Стецюк Т.В. Розробка технологічного процесу паяння матеріалів зі значною різницею коефіцієнтів температурного лінійного розширення……..	172
Кречковська Г.В., Свірська Л.М., Корній С.А., Курнат І.М., Студент О.З. З'ясування причин руйнування підшипника кочення на основі оцінювання технічного стану експлуатованого металу……..	180
Лаврись С.М., Погрелюк І.М. Інтенсифікація процесу азотування двофазного титанового сплаву ВТ22 для підвищення його зносостійкості……	187
Лаптєв А.В., Толочин О.І., Карпець М.В., Мисливченко О.М., Окунь І.Ю., Євич Я.І. Вплив температури ударного спікання на щільність, структуру та властивості композиту Ni_3Al – 45 об. % WC……	195
Лебедєв В.Г., Беспалова А.В., Книш О.І., Дашковська О.П. Планування виробничої діяльності підприємства на підставі часткових показників виробничого ризику…….	208
Мазін С.П., Маренко Г.М., Страшний І.Л., Глущенко М.О. Обґрунтування конструктивної схеми підйомно-транспортної машини для ремонту автобронетанкової техніки…….	215
Мазур П.В., Ведель Д.В., Котенко В.А., Мосина Т.В., Григорьєв О.М. Структура і деякі властивості кераміки ZRB_2-SIC-CR_3C_2 отриманої вакуумним спіканням…….	221
Марич М.В., Баглюк Г.А., Мамонова А.А., Молчановська Г.М. Особливості структури та фазового складу гаряче штампованого високоентропійного сплаву системи Ti-Cr-Fe-Ni-C……	228
Марчук В.І., Марчук І.В., Гринюк С.В., Сачковська Л.О. Моделювання процесу безцентрового шліфування робочих поверхонь кілець роликопідшипників в умовах серійного виробництва……..	234
Мельничук М.Д., Андрушко О.А., Куцик С.Л., Потейчук М.І. Вплив ступеня наповнення мікрокристалічною целюлозою на структуру та механічні характеристики композиту…….	240
Михайлов А.О., Михайлов О.В., Штефан Є.В. Моделювання процесу отримання втулок з внутрішнім фланцем методом радіального видавлювання пористих заготовок…….....	245
Мірошніченко В.І., Сімкін О.І. Аналітичне моделювання вторинного охолодження безперервно-литих слябів водо-повітряним туманом……..	251
Негруца Р.Ю. Вплив модифікатора 2,4-диаміноазобензол-4'-карбонової кислоти на фізико-механічні властивості епоксикомпозитів……	256
Петраков Ю.В., Трибрат К.О. Моделювання автоколивань при токарному обробленні…….	263
Пономарьова Н.В., Волкова Т.В. Кібернетична модель процесу проведення процедури митного контролю вантажів……..	271
Прасоленко О.В. Закономірності зміни функціонального стану водія в умовах вечірніх сутінок на міських вулицях……	276
Приходько Г.В., Приходько О.С., Новак Р., Бружда Г., Собчак Н., Маткова А.В., Кабан І. Про змочування дибориду титану TIB2 сплавом Al88Si12 при контактному нагріві……	283
Савчук П.П., Кашицький В.П., Садова О.Л., Матрунчик Д.М., Багіла В.О. Особливості формування пористої структури епоксидних органопластиків……	287
Сапронов О.О., Круглий Д.Г., Шарко О.В., Клевцов К.М., Аппазов Е.С. Композитні матеріали для відновлення пошкоджень транспортних засобів……	293
Середа Б.П., Гайдаєнко О.С. Формування алітованих покриттів на конструкційних матеріалах для коксохімічного виробництва……	298
Середа Б.П., Муковська Д.Я. Економічна ефективність використання кар'єрних самоскидів в умовах металургійного підприємства……	302

Симонюк В.П., Лапченко Ю.С., Денисюк В.Ю., Ляснік С.В. До обробки деталей у вільному абразивному вібруючому середовищі……	307
Сичук В.А., Заболотний О.В., Харчук П.М. Практики модернізацій систем ЧПУ металорізальних верстатів……...	313
Слободян З.В., Маглатюк Л.А., Купович Р.Б., Хабурський Я.М. Особливості захисної дії інгібіторів на основі екстрактів рослинної сировини стосовно вуглецевих сталей у нейтральних та кислих середовищах……	319
Смалько М.А., Смалько М.М. Аспекти створення установки цементування радіоактивних відходів……..	327
Стельмах О.У., Шимчук С.П., Радзієвський В.А., Костюнік Р.Є., Бадір К.К. Експериментальне дослідження динаміки течій граничних шарів авіагасу та олив в трибоконтакті ковзання……	332
Супрун О.В., Баглюк Г.А., Широков О.В. Особливості структуро і фазоутворення багатокомпонентних сполук із порошкових сумішей на основі системи TiH_2-Fe-Si-Mn З різним вмістом B_4C……..	344
Сур'янінов М.Г., Маковкіна Т.В. Аналітичні і експериментальні дослідження вільних коливань сталефібробетонних балок……	351
Хома М.С., Перепльотчіков Є.Ф., Василів Х.Б., Винар В.А., Рябцев І.О., Рацька Н.Б., Івашків В.Р. Корозійні і трибокорозійні властивості плазмових покрить на основі заліза, нікелю і хрому у середовищах, що містять сірководень, хлориди та аміак……..	356
Хома М.С., Рацька Н.Б., Дацко Б.М., Чучман М.В., Галайчак С.А. Вплив структури сталі 45 на її опірність корозійному розтріскуванню у сірководневому середовищі……	362
Чабак Ю.Г., Пастухова Т.В., Зайчук Н.П., Єфременко Б.В., Єфременко В.Г. Структура литої зносостійкої сталі з високим вмістом бору……	367
Четвержук Т.І., Полінкевич Р.М., Редько Р.Г., Зубовецька Н.Т. Режими роботи системи ЧПУ верстата в процесі його експлуатації……	373
Шевчук Г.Я., Генсецький М.П., Бідось В.М. Особливості складу асфальтобетонних сумішей для приготування холодного асфальтобетону……..	378
Широков В.В., Василів Х.Б., Широков О.В., Шахбазов Я.О., Коломієць В.А., Паламар О.О., Дацій О.І. Еволюція структури і фізико-механічних властивостей ванадію та V-Zr-C сплаву за довготривалих високотемпературних навантажень……	384
Шуляр І.О., Борущак С.Л. Дослідження впливу технологічних параметрів виготовлення на стійкість породоруйнівних елементів доліт……..	392
Юрженко М.В. Первинний контроль якості зварних з'єднань поліетиленових труб при зварювання нагрітим інструментом встик (огляд)……	400

CONTENT

Contents……	4
Abramov S. Justification of abrasive materials for the activation of the surface of copper lamel by jet and abrasive method……..	10
Bondar K., Zaichuk N., Shmchuk S. The influence of wood flour impurities on the adhesion properties of polyurethane foam……	18
Buketov A.V., Bezbach O.M., Krugly D.G., Buketova N.M. , Yatsyuk B.N. Investigation of thermophysical properties of epoxy composites modified with 4,4'-methylenebis (2-methoxyaniline) for the transport industry……	23
Buketov A.V., Brailo M.V., Kobelnik O.S., Yakushchenko S.V., Sapronova A.V. The development of epoxy-polyester matrix with improved physicomechanical properties for the recovery of transport vehicles…….	30
Buketov A.V., Kulinich V.G., Smetankin S.A., Buketova N.N., Yatsuk V.M. The modifiers' influence $C_{13}H_{12}CL_2N_2$AND $C_{13}H_{14}N_2$ on a mechanical characteristics of the epoxy matrix……	37
Valetsky B. Mechanotronics of the warehouse……..	46
Galchuk T., Bozhko T. Reception of metallic composite materials with chamber of powder content……	53
Hornostay V., Potjatynyk A., Yefremov M., Vyazovsky E., Shapovalov V. Determination of the effect of the degree of deformation on the parameters of the cold return extract process with handle……	58
Hrebenok T.P., Radchenko O.K., Subbotin V.I., Lugovskoj Ju.F., Itsenko A.I., Litvin R.V., Yarmolinskij S.V. Layered composites of titanium carbide-based hard alloys……..	65
Humenyuk Yu., Chovnyuk Yu., Herasymchuk H. The method of search of solutions to the problem of quasilineal equations courses in researches of dynamics of sources of agricultural purposes……..	71
Davydchuk N., Gadzyra M., Tymoshenko Ya. Influence of carbide compounds (ligatures) induced by interaction of carbide with metals on structuring and strengthening of alloys based on the basis aluminum….....	74
Davidich Y., Chumachenko I., Galkin A., Davidich N., Kush E. The regularities of the settlement of employees of the production area……..	80
Dmytriyuk M.V., Gusachuk D.A., Feshchuk Yu.P. Analysis of the effect of thermal treatment on the formation of structure high-strength cast-iron……	86
Drobot O., Nikitin A., Pidgajchuk C., Javorskaja N., Babak O. Improvement of heat treatment regimes for military equipment case parts……	90
Dudnikov A., Dudnyk V., Bilovod O., Ivankova E., Lapenko T. Strengthening of the material of details by plastic deformation……	94
Yevdokymenko Yu.I., Kysil V.M., Frolov G.A. Methodical bases for creating installations for high velocity flame spraying……..	98
Epifantseva T.A., Solonin Yu.M., Vlasova O.V., Koval A.Yu. Dependence of physical-mechanical properties of non-specific products of heterogenic composition on the basis of the mass from the inclusive component properties……..	108
Epifantseva T.A., Samokish M.A., Vlasova O.V. Technological process of completing and methodology of standing tests of cumulative charge with powder funnel……	115
Zhiguts Yu., Talabyrchuk V. The technology of synthesis termite coper alloys……..	120
Zaleta O. Functional module design of technological equipment based on system analysis of its service function……..	127
Ivasenko I.B., Zadorozhna Ch.R., Posuvailo V.M., Vynar V.A., Chumalo H.V., Student M.M., Imbirovych N.Yu., Ostapjiuk S.I., Feshchuk Yu.P. Evaluation of the distribution included and defects of plasma-electrolyte and laser-modified coatings on aluminium alloys……..	135
Kaverinskiy V.V., Sukhenko Z.P., Bagluk G.A. Modeling of the kinetics of recrystallization procedures, return and precipitation of carbonitrid particles in micro-alloyed steel after hot deformation of austenite……	141
Kaliuzhnyi V.L., Artemenko S.S., Yarmolenko O.S. Force modes, stress - strain state of metal and temperature distribution during hot reverse extrusion of hollow axisymmetric products made of brass.....	151

Kirichenko M.V., Zaitsev R.V., Khrypunov G.S., Kharchenko M.M., Drozdov A.M., Drozdova A.A. Manufacturing of cadmium sulfide and cadmium telluride films by the deposition in a close-spaced sublimation for flexible photovoltaic cells base layers…….....	157
Kovalchuk Ya., Kramar H., Bodrova L., Koval I., Marynenko S. Thermal insulation building materials obtained from local technological waste…….	165
Krasovskyy V.P., Gab I.I., Kostyuk B.D., Krasovskaya N.A., Stetsyuk T.V. Development of the technological process of materials soldering with a significant by difference of the coefficients of temperature linear expansion……	172
Krechkovska H.V., Svirska L.M., Korniy S.A., Kurnat I.M., Student O.Z. Finding the causes of the roller bearing breakdown based on the estimation of the technical condition of operated metal……..	180
Lavrys S.M., Pohrelyuk I.M. Intensification of the nitriding of VT22 two-phase titanium alloy for increase its wear resistance…….	187
Laptiev A.V., Tolochyn O.I., Karpets M.V., Myslivchenko O.M., Okun I.Yu., Yevych Ya.I. Influence of the impact sintering temperature on the density, structure and properties of Ni_3Al-45 vol.%WC composite……	195
Lebedev V., Bespalova A., Knuish A., Dashkovskaya O. The planning of enterpise production activity on the basis of discrete indicators production risk……	208
Mazin S.P., Marenko G.M., Strashnyi I.L., Glushchenko M.O. Rationale of construction scheme of lifting-transport machine for repair armored vehicles……	215
Mazur P., Vedel D., Kotenko V., Mosina T., Grigoriev O. Structure and some properties of ceramics ZRB_2-SIC-CR_3C_2 obtained by pressureless sintering……..	221
Marich M., Bagliuk G., Mamonova A., Molchanovska G. Features of the structure and phase composition of hot-powdered Ti-Cr-Fe-Ni-C high- entropy alloy…….	228
Marchuk V.I., Marchuk I.V., Grinyuk S.V., Sachkovsky L.O. Modeling of the process of the non-sensor surface of working surfaces of roll-cutting carpets in serious production conditions…….	234
Melnychuk M., Andrushko O., Kutsyk S., Poteichuk M. Influence of the amount of filling microcrystalline cellulose on the structure and mechanical characteristics of the composite……...	240
Mikhailov A.O., Mikhailov O.V., Shtefan E.V. Modeling of the process of obtaining sleeves with internal flange by the method of radial extrusion of porous blanks……	245
Miroshnichenko V., Simkin A. An analytic modeling the air-mist secondary cooling for continuously cast slabs……	251
Negrutsa R.Yu. Influence of modifier 2.4 diaminoazobenzene-4'-carboxylic acid on the physico-mechanical properties of epoxy composites……	256
Petrakov Y., Trybrat K. Simulation of vibration in lathe machining……..	263
Ponomareva N., Volkova T. Kibernetic model of the process of carrying out the customs control of cargo……	271
Prasolenko O. Regularity of changes in the functional state of the driver on urban streets at twilight	276
Prykhodko H., Prykhodko O., Nowak R., Bruzda G., Sobczak N., Matkova A., Kaban I. About wetting of titanium diboride by Al88Si12 alloy by contact heating……..	283
Savchuk P., Kashytskyi V., Sadova O., Matrunchyk D., Bagila V. Features of formation of poority structure of epoxy organic plastics……...	287
Sapronov O.O., Krugliy D.G., Sharko O.V., Klevtsov K.M., Appazov E.S. Composite materials for restoring damages vehicles of transport……..	293
Sereda B.P., Gaydaenko A.S. Forming aluminum coatings on construction materials for chemical manufacture of coke……	298
Sereda B.P., Mukovska D.Y. Economic efficiency of the use of career dump trains in the conditions of the metallurgical enterprise……...	302
Sumonyuk V., Lapchenko Y., Denysiuk V., Lyasnik S. To machining parts in a free abrasive vibrating environment……	307
Sychuk V., Zabolotnyi O., Harchuk P. Practices of modernization of CNC systems of metal-cutting machine tools……	313
Slobodian Z.V., Mahlatiuk L.A., Kupovich R.B., Khaburskyi Y. Peculiarity of protecting action of inhibitors based on plant raw extracts relative to carbon steels in neutral and acid environments…….	319
Smalko M., Smalko M. Aspects of creating a facility cementing radioactive wastes……	327

Stelmakh O., Shymchuk S., Radziyevskiy V., Kostyunik R., Badir K. Experimental investigations of the dynamics of the flows of the boundary layers of aviation kerosene and oils in the tribo-contact of sliding……	332
Suprun O., Bagliuk G., Shirokov O. Features of the phase and structure formation of multi-component compounds on the basis of TiH_2-Fe-Si-Mn system with different content of B4C…….	344
Surianinov M.H., Makovkina T.V. Analytical and experimental research of free vibrations of fiber-reinforced concrete beams……..	351
Khoma M.S., Pereplotchikov E.F., Vasyliv Kh.B., Vynar V.A., Ryabtsev I.A., Ratska N.B., Ivashkiv V.R. Corrosion and tribocorrosion properties of plasma coatings on the base of iron, nickel and chromium in environments which contain hydrogen sulfide, chloride and ammiac……..	356
Khoma M.S., Ratska N.B., Datsko B.N., Chuchman M.V., Halaychak S.A. The influence of the steels structure on its stress corrosion resistance in hydrogen sulfide environment……...	362
Chabak Yu.G., Pastukhova T.V., Zaichuk N.P., Efremenko B.V., Efremenko V.G. Structure of cast wear resistant steel with high boron content……...	367
Chetverzhuk T., Polinkevich R., Red'ko R., Zubovetska N. Current works of CNC machine in the process of its exploitation……	373
Shevchuk G., Genseckiy N., Bidos V. Features of the composition asphalt concrete mix for preparation cold asphalt concrete……	378
Shyrokov V.V., Vasyliv Ch.B., Shyrokov O.V., Shakhbazov I.O., Kolomiiets V.A. , Palamar O.O., Datsii O.I. Evolution of the structure and physic-mechanical properties of vanadium and V-Zr-C alloy at long-term high-temperature loads……..	384
Shuliar I., Boruchak S. Study of the influence of technological parameters on the durability of rock-cutting elements of bits……...	392
Iurzhenko M.V. Primary quality control of the welded joints of polyethylene pipes during butt welding with a heated tool (review)……	400

УДК 621.924.093

С.О. Абрамов
Національна металургійна академія України

ОБҐРУНТУВАННЯ АБРАЗИВНОГО МАТЕРІАЛУ ДЛЯ АКТИВАЦІЇ ПОВЕРХНІ МІДНОЇ ЛАМЕЛІ СТРУМЕНОВО-АБРАЗИВНИМ МЕТОДОМ

Стаття присвячена актуальному питанню, а саме розширенню впровадження струменевої обробки з використанням ударних часток, що збільшить силу взаємодії контактних поверхонь в колекторному вузлі двигуна постійного струму (мідна ламель-пластина слюдопласту), та в свою чергу призведе до збільшення строку експлуатації двигунів. У статті представлені результати фракційного, морфологічного та металографічного аналізів, як абразивного матеріалу так і поверхні після обробки струменево-абразивним методом.

Ключові слова: *мідна ламель, абразивний матеріал, фракція, морфологія, профілограма, струменево-абразивний метод.*

С.А. Абрамов

ОБОСНОВАНИЕ АБРАЗИВНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ МЕДНОЙ ЛАМЕЛИ СТРУЙНО-АБРАЗИВНЫМ МЕТОДОМ

Статья посвящена актуальному вопросу, а именно расширению внедрения струйной обработки с использованием ударных частиц, что увеличит силу взаимодействия контактных поверхностей в коллекторном узле двигателя постоянного тока и в свою очередь приведет к увеличению срока эксплуатации двигателей. В статье представлены результаты фракционного, морфологического и металлографического анализов, в качестве абразивного материала так и поверхности ламели после обработки струйно-абразивным методом.

Ключевые слова: *медная ламель, абразивный материал, фракция, морфология, профилограмма, струйно-абразивный метод.*

S. Abramov

JUSTIFICATION OF ABRASIVE MATERIALS FOR THE ACTIVATION OF THE SURFACE OF COPPER LAMEL BY JET AND ABRASIVE METHOD

The article is devoted to the topical issue, namely the expansion of the introduction of blasting using shock particles (black silicon carbide), which will increase the interaction force of the contact surfaces in the collector node of a DC motor (copper lamella-plate of mica layer), and in turn will lead to an increase in service life engines. The article discusses the possibilities of increasing the activation of the surface of the copper lamella, in particular, the theoretical and practical aspects of the formation of relief using the jet-abrasive method when using silicon carbide, cast-iron shot, and copolymer as an abrasive material. The article presents the results of fractional, morphological and metallographic analyzes, as an abrasive material and surface after processing by the jet-abrasive method, using modern research methods, may be of practical importance for increasing the service life of DC motors. As a result of the study, the choice of abrasive material for the activation of the surface of the copper lamella by the jet-abrasive method was substantiated and the prospects for further research were determined.

Keywords: *copper lamella, abrasive material, fraction, morphology, profilogram, jet-abrasive method.*

Постановка проблеми. Активізація розвитку наукоємної галузі машинобудування зумовлена необхідністю прискорення випуску такої продукції, яка характеризується більшою часткою доданої вартості, що сприяє загальному зростанню рівня доходів у країні.

Двигуни постійного струму (ДПС) малої потужності використовуються у деревообробній, гірничодобувної, металургійної промисловості, в енергетиці, на транспорті, у багатьох видах інструментів, в приводах верстатів та багатьох інших галузях.

Експлуатаційна надійність ДПС багато в чому залежить від колекторного вузла. Найбільш зношуємими деталями вузла є мідні профільні ламелі, які відчувають безліч різного роду навантажень, що виникають через вплив електричного струму, абразивного зносу поверхневих шарів, контактних напружень, що виникають в складно деформованому стані і т.п.

Одним з основних показників якості ДПС є їх надійність, яка значною мірою визначається експлуатаційними властивостями деталей і з'єднань: зносостійкістю, втомною міцністю, корозійною стійкістю, герметичністю з'єднань, міцністю посадок тощо. Всі ці експлуатаційні властивості залежать від матеріалу деталей, точності розмірів і якості їх робочих поверхонь. Як правило, всі руйнування деталей починаються з поверхні. Таким чином, технічне рішення проблеми підвищення ДПС в значній мірі обумовлено можливістю технологічного забезпечення якості поверхневого шару деталей, яке включає в себе як геометричні характеристики, так і фізико-хімічні властивості [1].

© С.О. Абрамов

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Одним з перспективних методів обробки поверхні мідної ламелі є метод струменево-абразивної обробки, сутність якого полягає в використанні ефекту удару частинок абразивного матеріалу об оброблювану поверхню [2-6].

Фізична картина процесу аналогічна зношування матеріалів, що знаходяться під дією потоку частинок. Крім знімання металу з поверхні, спостерігається її зміцнення і зміна мікрогеометрії, а в тонких поверхневих шарах виникають залишкові напруги стиснення.

Основними технологічними факторами, що впливають на результати обробки, є: тиск стисненого повітря, кут атаки струменя, довжина струменя, час обробки та вид абразивного матеріалу і його зернистість, концентрація.

Абразивні матеріали - це переважно матеріали високої твердості, природні та штучні, що застосовуються для обробки менш твердих матеріалів. Використовуються у вигляді зерна або порошків у вільному вигляді або у вигляді виготовлених з них інструментів. Існують штучні і природні абразивні матеріали. Штучні абразивні матеріали відрізняються більшою стабільністю фізико-механічних властивостей в порівнянні з природними. До природних абразивних матеріалів, які мають промислове значення, відносяться алмаз, гранат, корунд, кремінь.

В даний час штучні абразивні матеріали практично повністю витіснили в промисловості природні. До штучним абразивних матеріалів відносяться алмаз синтетичний, карбід бору, технічне скло, ельбор (борозон), електрокорунд, карбід кремнію, сталевий дріб та сополімери та ін.

Пропоновані на ринку абразиви, наприклад, гарнет, мають гарні експлуатаційні властивості та характеризуються досить великою стійкістю (5-6 кратне використання) при невеликому пиловиділенні, однак ціна їх досить висока, що в кінцевому результаті призводить до високої питомої вартості формування поверхні. Тому не слід орієнтуватися на широке застосування цього імпортного абразиву.

Завдяки проведеному аналізу літературних джерел визначено, що вибір абразивного матеріалу для підготовки поверхні мідної ламелі колекторного вузла струменево-абразивним методом є процесом складним та актуальним.

Постановка завдань. Метою роботи є отримання активної поверхні мідних ламелей, що підготовляються для колекторних вузлів ДПС струменевим методом впливу для придання особливої шорсткості. Це забезпечить розширення впровадження струменевої обробки з використанням ударних часток (чорного карбіду кремнію), що збільшить силу взаємодії контактних поверхонь в колекторному вузлі ДПС (мідна ламель-пластина слюдопласта) та в свою чергу призведе до збільшення строку експлуатації двигунів.

Викладення основного матеріалу. В процесі дослідження для ефективного вибору абразивного матеріалу використовували наступні види абразивного матеріалу:

- за формою: сферична та осколкова;
- за матеріалом: карбід кремнію, чавун та сополімер;
- за розміром: 500 та 1600 мкм;

Чорний карбід кремнію (ККЧ) також називають чорним карборуном. Цей матеріал отриманий із синтезу високочистого кварцового піску та нафтового коксу в якості основної сировини при високій температурі в печі електричного опору. У порівнянні з зеленим карбідом кремнію, чистота, твердість і крихкість чорного SiC нижче. Він містить 85-98% SiC та домішок Fe2O3, Al2O3, CaO, SiO2, MnO2. Він характеризується великою твердістю (9,2 в шкалі Мооса) і мікротвердістю (близько 2940-3320кг/мм2). Крім того, це хороша теплопровідність, низьке теплове розширення (зменшення при рості температури) та висока міцність, що забезпечує чорношкірий широко використовується. Це твердість і чіткість робить його дуже агресивним матеріалом для застосування, в якому вимагається висока чистота. SiC широко застосовується в шліфувальних кругах, матеріалах для обтирання та вогнетривкій сировині. Результати хімічного аналізу карбід кремнію (чорний) наведені в таблиці 1.

Таблиця 1.

Результати хімічного аналізу карбід кремнію (чорний)

Теоретичний, % ГОСТ 1415			Фактичний, %		
SIC	Fe2O3	інше	SIC	Fe_2O_3	інше
98,0	0,6	1,4	99,0	0,63	0,37

За результатами порівняльного хімічного аналізу теоретичний та фактичний хімічний склад карбід кремнію (чорний) майже не відрізняється.

© С.О. Абрамов

Зелений кремнієвий карбід (SiC - ККЗ) - це штучний корунд, виготовлений з процесів синтезу кварцового піску (основний вміст кремнію SiO2), нафтового коксу та NACL під печей електричного опору. Серед абразивного зерна твердість карбіду кремнію вище, ніж корунд і займає місце під алмазом, кубічний нітрид бору та карбід бору. Густина, яка зазвичай розглядається, становить 3,20-3,25 г / см3, об'ємна щільність 1,2-1,6 г / см3. Він напівпрозорий у зеленому кольорі з кристалічною структурою, високою твердістю, різкістю, сильною ріжучою здатністю, стабільними хімічними характеристиками, гарною теплопровідністю. Це твердість і чіткість робить його дуже агресивним матеріалом для застосування, в якому вимагається висока чистота. Sic широко застосовується в шліфувальних кругах, матеріалах для обтирання та вогнетривкій сировині. Зелений абразивний графіт із карбіду кремнію (зелений абразив SiC) виробляється відповідно до стандарту FEPA / JIS / ANSI. Результати хімічного аналізу кремній карбід (зелений) наведено в таблиці 2.

Таблиця 2.

Результати хімічного аналізу карбід кремнію (зелений)

Теоретичний, % ГОСТ 1415			Фактичний, %		
SiC	Fe_2O_3	інше	SiC	Fe_2O_3	інше
98,0	0,1	1,0	99,0	0,4	0,6

За результатами порівняльного хімічного аналізу теоретичний та фактичний хімічний склад карбід кремнію (зелений) майже не відрізняється. Збільшення долі Fe_2O_3 призводить до збільшення модуля пружності, що збільшує жорсткість абразивних частин.

Чавунна дріб (ДЧЛ) призначена для очищення виливків, прокату, деталей після термічної обробки, підготовки поверхонь до фарбування і нанесення гальванічних покриттів, а також для дробильно-струменевого зміцнення металевих виробів. Дріб чавунна лита має високу твердість, дробинки мають сферичну форму. Поверхня, оброблена дробом ДЧЛ, набуває профіль у вигляді напівсферичних западин.

Відповідно до Держстандарту 11964-81 дріб ДЧЛ рекомендується застосовувати для наступних технологічних завдань: очищення середнього машинобудівного лиття, очищення деталей машинобудування після термічної обробки перед фарбуванням і гальванічним покриттям, насосного і компресорного лиття, вагонного і дизельного лиття, лиття середніх розмірів для верстатів всіх типів, молотів і пресів, електродвигунів, середнього і дрібного сталевого і великого кольорового лиття, листового прокату середньої та великої товщини.

Чавунна лита поліпшена дріб виготовляється з дробу чавунної литої з наступним відпуском, що призводить до поліпшення її експлуатаційних характеристик в порівнянні з дробом чавунним литим. Сталева дріб має високу абразивну здатність та твердість 38 -50 HRC. Щільність 7,3г/см3. Можливість повторного використання до 100 разів.

Перевагами застосування дробів є безпека, екологічність, технологічність і висока продуктивність операцій. При роботі в дрібоструминевій камері можливо багаторазове використання металевих гранул. Витрата дробу при струменевій обробці поверхонь для досягнення однаковою мірою очищення набагато нижче, ніж витрата інших популярних піскоструминних абразивів, що нівелює собою здаються відносно високими вартість і ціну технічних металевих дробів. Теоретичний хімічний склад ДЧЛП, згідно Держстандарту 11964-81 визначає виробник де вміст вуглецю (С) коливається від 0,5% до 2,9%, а кремній від 1,0% до 20%, інші елементи майже не змінюються. Результати фактичного хімічного складу чавунної дроби наведені в таблиці 3.

Таблиця 3.

Результати фактичного хімічного складу чавунної дроби поліпшеної (ДЧЛП) Держстандарт 11964-81

C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
3,0	8,3	0,5	0,2	0,2	0,12	0,2

Згідно проведеного аналізу хімічного складу ДЧЛП це марка чавуну ЧС5 - чавун кременистий низьколегований жаростійкий.

Полімерні матеріали використовуються в промисловості, в основному, для виробництва різних виробів хімічної промисловості. Відомо, що при переробці та експлуатація виробів з полімерних матеріалів величезне значення приділяється усуненню електростатичних зарядів, які є причиною браку продукції, різкого зниження швидкості роботи машин і апаратів. Крім того,

іскрові розряди статичної електрики можуть викликати вибухи і займання горючих рідин, вогненебезпечних газових сумішей, пилу. Електризація полімерних матеріалів призводить до сильного забруднення їх поверхні і може також збільшувати швидкість деструкції полімерів, що супроводжується виділенням токсичних речовин. Тому застосування полімерних матеріалів в якості наповнювачів струменя при струменевій обробці обмежена, а там де все ж застосовують обробку в такому вигляді, обов'язково використовують пристрої для зняття статичного заряду. Електростатичні заряди виникають в полімерах при їх терті або розриві контакту як з провідними матеріалами, так і з діелектриками.

Проводилися дослідження можливостей застосування сополімерів стиролу, що характеризуються в порівнянні з полістиролом кращими механічними і діелектричними властивостями. Причина збільшення ударної міцності сополімерів полягає у введенні агента, що зшиває, яким в даному випадку є девинілбензол. За однією з існуючих гіпотез, частки мікрогелю здатні знижувати концентрацію напружень, що виникають на кінці тріщини, що росте під дією ударного навантаження. порівнюючи, ударостійкий полістирол з вибраними сополімерами стиролу виявляємо, що останні мають ударну міцність більшу в середньому на 65% і менше відносне подовження в середньому на 25% [7].

Стійкість сополімерів до руйнування значно вище, ніж у полістиролу, що дозволяє використовувати їх багаторазово, тим самим знижуючи витрати, пов'язаних із закупівлею матеріалу для обробки. Діелектричні властивості сополімерів стиролу значно краще, ніж у полістиролу. Питомий об'ємний електроопір становить 1016 проти 1014 Ом•см у полістиролу, а тангенс кута діелектричних втрат при частоті 1МГц - 0,0004 проти 0,0007, що дозволяє стверджувати про більшу електризації сополімерів стиролу. Таким чином, в подальших дослідженнях в якості наповнювача струменя використовувалися сополімери стиролу, у яких хороші механічні властивості поєднуються краще, з усіх полімерів діелектричними властивостями.

Сополімер - різновид полімерів, ланцюжки молекул яких (макромолекули) складаються з двох або більше різних структурних ланок. Розрізняють регулярні і нерегулярні сополімери (яких більшість). Різні структурні ланки нерегулярних сополімерів безладно розташовані уздовж ланцюжка. У регулярних же сополімерах різні структурні ланки розташовані впорядковано і, отже, регулярні сополімери можуть бути представлені як звичайні полімери з великими структурними ланками.

Сополімер стирол КУ-2-8 це сильнокислотна іонообмінна смола з гелевою структурою. Випускається у формі дрібних гранул сферичної форми від світло-жовтого до темно-коричневого кольору. Формула: сополімер стиролу і девинілбензол. Технічні характеристики сополімер стирол КУ-2-8 наведені в таблиці 4.

Таблиця 4.

Технічні характеристики сополімер стирол КУ-2-8 Держстандарт 12271-76

№	Найменування показника	Параметри
1	Зовнішній вигляд	Сфери світло-жовтого кольору
2	Гранулометричний склад: а) розмір зерен, мм б) утримання робочої фракції,%, не менше в) ефективний розмір зерен, мм, не більше г) коефіцієнт однорідності, не більше	 0,315 - 1,6 96 0,4 - 0,55 1,7
3	Питома об'єм, см/г^3, не більше	2,8
4	Повна статична обмінна ємність, ммоль /см^3	1,8
5	Ударна в'язкість, Дж / м2 (кгс·см/см^2), не менше	$2{,}45 \cdot 10^4$
6	Питомий об'ємний електричний опір, Ом·см,	10^{16}
7	Тангенс кута діелектричних втрат при частоті 1МГц	$4 \cdot 10^{-4}$
8	Електрична міцність, кВ /мм, не менше	20

Використання кульок сополімеру стиролу діаметром 0,25-0,5мм дозволяє збільшити продуктивність, тому що сумарне накопичення зарядів в цих кульках більше ніж в кульках діаметром 1,5мм. А так як при менших розмірах на одиниці площі може поміститися більше кульок, ніж при великих розмірах, то зростає і кількість розрядів на одиницю площі. Сумарний

електричний заряд потоку кульок меншого діаметру більше [8]. Відповідно на одній і тій же площі обробки застосування кульок меншого діаметра в порівнянні з великими кульками викликає більш інтенсивне надавання жорсткості поверхні основного металу.

В роботі проведено порівняльного фракційного аналіз абразивного матеріалу для активації поверхні мідних ламелей методом струменевої обробки. Результати аналізу наведені в таблиці 5

Таблиця 5.

Результати порівняльного фракційного аналіз абразивного матеріалу

№	Абразивний матеріал	D, мкм	Відсоток,%	Відносне відхилення від $D_{ср}$,%	Разнофракційність,%	$D_{ср}$, мкм
1	Карбід кремнію (чорний) (ККЧ)	870	16,38	42,0	35,0	1500
2		1300	39,42	6,0		
3		1600	29,20	13,0		
4		2700	15,00	80,0		
1	Карбід кремнію (зелений) (ККЗ)	290	18,38	42,0	40,9	500
2		325	37,42	35,0		
3		533	28,20	6,60		
4		900	16,00	80,0		
1	Чавунна дріб ДЧЛП (ЧС5)	800	9,00	50,0	25,0	1600
2		1200	31,14	25,0		
3		1600	35,36	0		
4		2000	20,00	25,0		
5		2400	4,50	50,0		
1	Сополімер КУ-2-8 (фракція 1,5 мм)	900	8,50	43,75	26,3	1600
2		1100	32,14	31,25		
3		1500	34,36	6,25		
4		2000	20,50	25,0		
5		2400	4,50	50,0		
1	Сополімер КУ-2-8 (фракція 0,5 мм)	250	20,5	50,0	87,5	500
2		500	32,14	0		
3		1000	34,36	100,0		
4		1500	13,0	200,0		

Найбільша різнофракційність спостерігається в абразивному матеріалі сополімер КУ-2-8 (фракція 0,5 мм) та складає 87, 5%, найменша - чавунна дріб ДЧЛП (ЧС5), складає – 25%.

На рис. 1 наведено морфологічний аналіз абразивних матеріалів. Чавунна дріб та сополімери представлені сферичною формою в той же час карбід кремнію чорний та зелений осколкову.

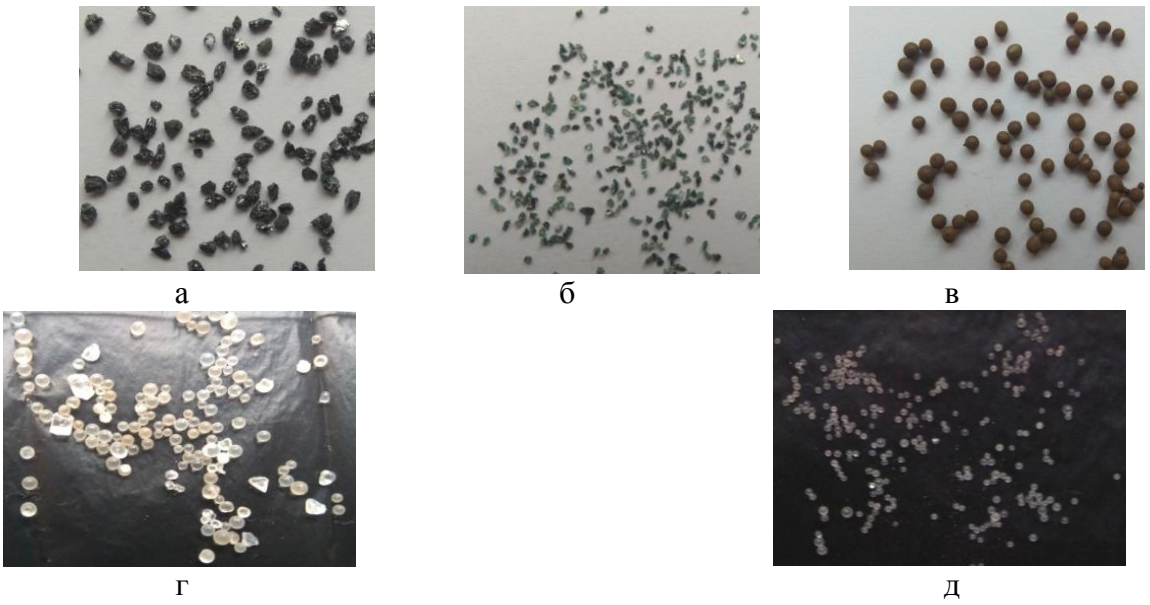
На рис. 2 представлено розподіл абразивних матеріалів за фракціями.

Розмір гранул абразиву має величезний вплив на якість оброблюваної поверхні, оптимальний рельєф та необхідну текстуру. Здавалося б, чим більше абразив, тим краще він обробляє поверхню і приводить до підвищення шорсткості, але це не так. Великі абразивні частинки глибше врізаються в поверхню, через що на ній залишаються виїмки і високі піки, в той же час гранули меншого розміру можуть не надати поверхні необхідну шорсткість. Дослідження показали, що залежність шорсткості обробленої поверхні від розмірів абразивних частинок є лінійною.

Зі збільшенням зернистості абразивного матеріалу висота мікронерівностей різко зростає, так як збільшуються розміри лунок, що залишаються на оброблюваній поверхні ламелей абразивними частинками. Морфологічний скананаліз поверхні, обробленої різним абразивним матеріалом ККЧ, ККЗ, ДЧЛП (ЧС5), КУ-2-8 наведені на рис. 3.

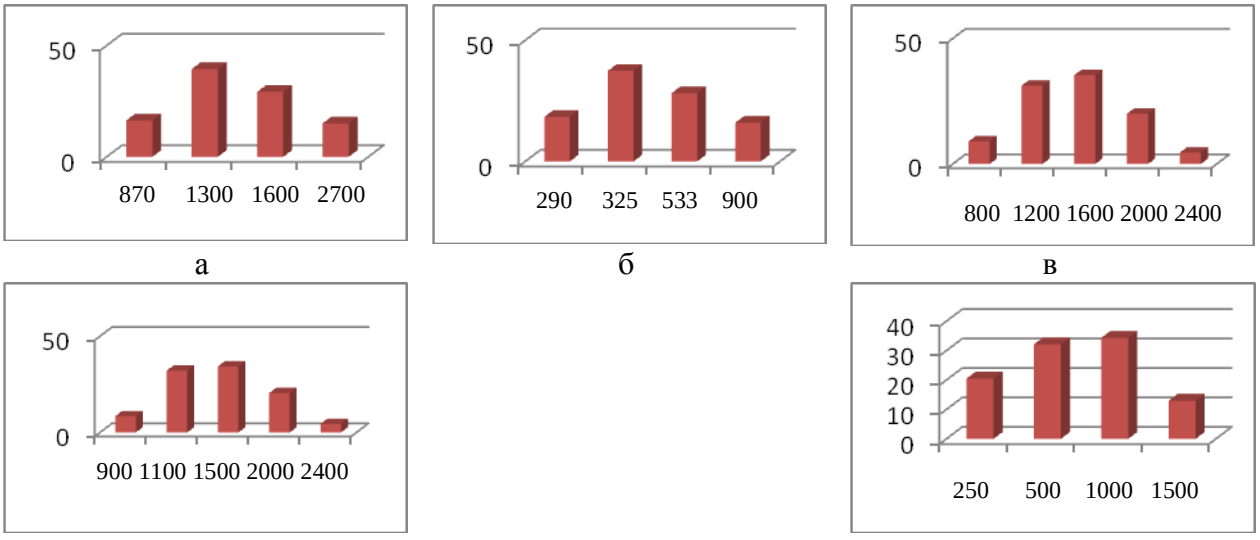
Підтвердженням цьому служать профілограми поверхонь, оброблених абразивними матеріалами різної зернистості (рис. 4).

© С.О. Абрамов



а б в г д

Рис. 1. **Морфологічний аналіз абразивних матеріалів, що досліджувалися: а – ККЧ, б – ККЗ, в – ДЧЛП (ЧС5), г – КУ-2-8 (фракція 1,5мм), д - г – КУ-2-8 (фракція 0,5мм)**



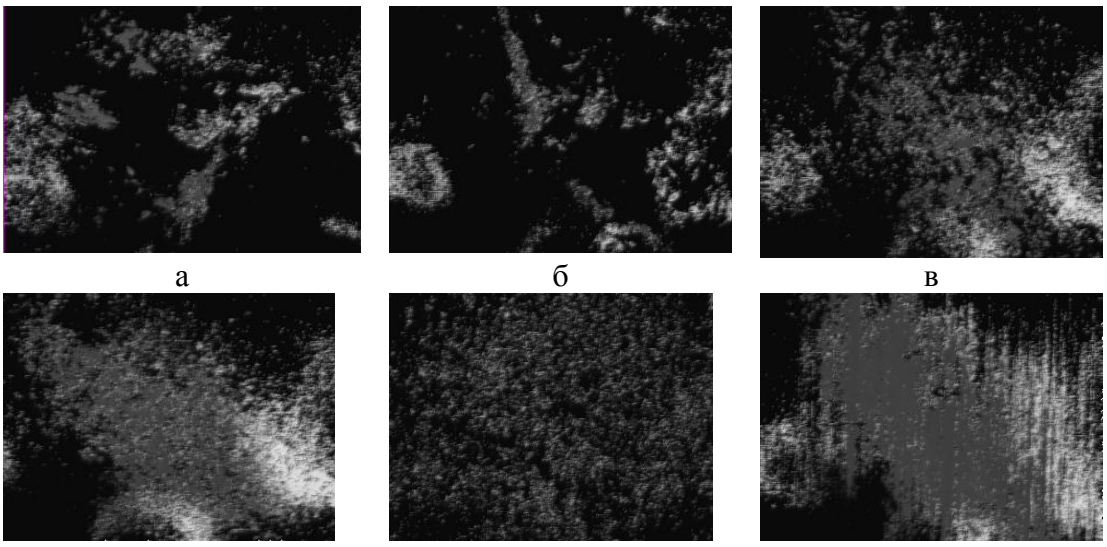
а б в г д

Рис. 2. **Розподіл абразивних матеріалів за фракціями: а – ККЧ, б – ККЗ, в – ДЧЛП (ЧС5), г – КУ-2-8 (фракція 1,5мм), д - КУ-2-8 (фракція 0,5мм)**

Морфологічний скананаліз та побудова 3D-профілограми поверхні ламелі, що оброблена різним абразивним матеріалом досліджували за допомогою оптичного інтерференційного 3-D профілометра “Micron-alpha”, який призначений для відновлення мікротопографії поверхонь методом обробки послідовності інтерференційних картин в білому світі, та дозволяє реєструвати топографію поверхні шляхом обробки послідовності інтерференційних даних (картин), що реєструються цифровою камерою при зміщенні опорного (еталонного) дзеркала.

Аналіз активності поверхні ламелі проводили за п'ятьма вертикалями, значення яких усереднювалося та визначалася шорсткість поверхні R_a автоматично з зображення профілю. За результатами аналізу шорсткості при обробці поверхні ламелі абразивними матеріалами визначено значення R_a відповідно: ККЧ - R_a=13,0, ККЗ - R_a=5,7, ДЧЛП - R_a=1,3, КУ-2-8 (фракція 1,5мм) - R_a=0,57, КУ-2-8 (фракція 0,5мм) – R_a=0,66. Зважаючи на основну мету дослідження, а саме підвищення активної поверхні мідних ламелей, що збільшить силу взаємодії контактних поверхонь в колекторному вузлі ДПС (мідна ламель-пластина слюдопласта) рекомендовано в якості абразивного матеріалу для струменевої обробки з використанням ударних часток - карбід кремнію чорний (R_a=13,0).

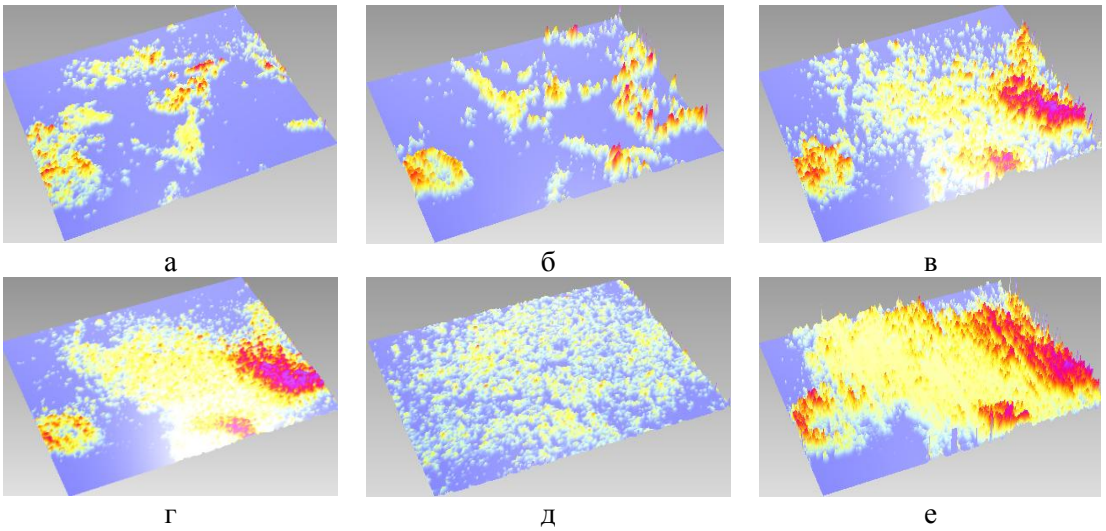
© С.О. Абрамов



а б в

г д е

Рис. 3. **Морфологічний скананаліз поверхні, що оброблена різним абразивним матеріалом: а – ККЧ, б – ККЗ, в – ДЧЛП (ЧС5), г – КУ-2-8 (фракція 1,5мм), д – КУ-2-8 (фракція 0,5мм); е – вихідна ламель**



а б в

г д е

Рис. 4. **3D-профілограми поверхні, що оброблена різним абразивним матеріалом: а – ККЧ, б – ККЗ, в – ДЧЛП (ЧС5), г – КУ-2-8 (фракція 1,5мм), д – КУ-2-8 (фракція 0,5мм), е – вихідна ламель**

Топографія вихідної ламелі мають тестуровані лінії після волочіння, що забезпечить нерівномірну силу взаємодії контактних поверхонь в колекторному вузлі ДПС (мідна ламель-пластина слюдопласта).

Згідно аналізу скану поверхні після обробки найбільш рівномірну топографію мають зразки ламелі, оброблені КУ-2-8 (фракція 0,5мм) (рис.3, д), але шорсткість зразка досить низька, що в свою чергу не забезпечить збільшення активної поверхні контакту.

Оптимальні параметри шорсткості поверхні мідної ламелі та рівномірності обробки забезпечує абразивний матеріал – ККЧ.

До основних параметрів абразивного матеріалу для струменевого активування поверхні мідних ламелей колекторного вузла відноситься: твердість; абразивна здатність; крихкість; пилоутворення; можливість рекуперації циклів; середні витрати на 1м^2; швидкість активації поверхні; ціна; собівартість активації поверхні.

Порівняльна характеристика досліджуваного абразивного матеріалу для струменевого активування поверхні мідних ламелей колекторного вузла за основними параметрами наведена в таблиці 6.

За результатами порівняльного аналізу визначено, що найбільш ефективним за технологічними та економічними параметрами підходить карбід кремнію чорний (розмір фракції 1500мкм).

Таблиця 6

Результати порівняльного аналізу абразивного матеріалу для струменевого активування поверхні мідних ламелей колекторного вузла

№	Основні параметри	Карбід кремнію	Чавунна дріб	Сополімер
1	Твердість	9-10 Moohs	38 -50 HRC	4 Moohs
2	Абразивна здатність	висока	висока	низька
3	Крихкість	середня	низька	низька
4	Пилоутворення	середнє	середнє	мінімальна
5	Можливість рекуперації циклів	5-7	8 - 10	8 - 12
6	Середні витрати на 1 $м^2$	3 - 10кг	5 -10кг	—*
7	Швидкість активації поверхні	дуже висока	висока	низька
8	Ціна	середня	низька	висока
9	Собівартість активації поверхні	середня	низька	висока

Висновки. За результатами проведених досліджень в якості абразивного матеріалу, що підвищить активування поверхні мідних ламелей, які підготовляються для колекторних вузлів ДПС струменевим методом впливу для придання особливої шорсткості, запропоновано карбід кремнію (чорний) (ККЧ), який має осколкову форму (класифікація за формою частки) та розміром 1500мкм. Різнофракційність карбід кремнію (чорний) (ККЧ) складає 35%. Для зменшення різнофракційності для збільшення відповідності рекомендовано узгоджувати ці питання з постачальником абразивного матеріалу.

За результатами порівняльного аналізу за основними параметрами абразивного матеріалу для струменевого активування поверхні мідних ламелей колекторного вузла (твердість; абразивна здатність; крихкість; пилоутворення; можливість рекуперації циклів; середні витрати на $1м^2$; швидкість активації поверхні; ціна; собівартість активації поверхні) найбільш відповідним визначено також карбід кремнію (чорний) (ККЧ).

Збільшення активності поверхні збільшить силу взаємодії контактних поверхонь в колекторному вузлі ДПС (мідна ламель-пластина слюдопласта) та в свою чергу призведе до збільшення строку експлуатації двигунів.

Список використаних джерел:

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника. – М.: Машиностроение, 1985. – 424 с.

2. Тамаркин, М.А. Повышение эффективности технологических процессов гидроабразивной обработки/ М.А. Тамаркин, Э.Э. Тищенко, А.А. Тихонов// Автоматизация и современные техно-логии. – 2013. – №4. – С. 35–43.

3. Тамаркин, М.А. Оптимизация технологических процессов вибрационной отделочно-упрочняющей обработки/ М.А. Тамаркин, М.В. Сухов, Э.Э. Тищенко// Автоматизация и совре-менные технологии. – 2007. – №2. – С. 38–43.

4. Tamarkin, M.A. Metal removal in the abrasive machining of complex surfaces / M.A. Tamarkin, E.E. Tishchenko, O.A. Rozhnenko // Russian Engineering Research. – 2013. – Vol. 33, no. 5. – P. 302–305.

5. Tamarkin, M.A. Surface-layer quality in shot treatment / M.A. Tamarkin, E.E. Tishchenko, V.G. Lebedenko // Russian Engineering Research. – 2010. – Vol. 30, no. 2. – P. 144–148.

6. Бочкарев П.Ю., Захаров О.В.,. Скляров И.А Абразивно-струйная обработка крупногабаритных заготовок Bulletin of the South Ural State University. Ser. Mechanical Engineering Industry. 2015, vol. 15, no. 3, pp. 56–62

7. Проволоцкий А.Е. Шаровые полимеры в технологии струйной обработки / А.Е. Проволоцкий, П. С. Лапшин // Сучасні технології в машинобудуванні = Modern technologies in mechanical engineering : зб. наук. пр. – Харків : НТУ "ХПІ", 2010. – Вип. 4. – С. 149-160.

8. Василенок Ю.И. Защита полимеров от статического электричества. Л. ―Химия‖, 1975.

Рецензенти:

Негруб Світлана Леонідівна, доцент кафедри технології машинобудування НМетАУ, к.т.н., доцент;

Ермократьєв Віктор Олексійович, директор ТОВ «НВО Укрмехремчермет», лауреат Державної премії України в галузі науки та техніки, к.т.н., доцент.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© С.О. Абрамов

УДК: 620.116

К.А. Бондар, Н.П. Зайчук, С.П. Шимчук
Луцький національний технічний університет

ВПЛИВ ДОМІШОК ДЕРЕВНОГО БОРОШНА НА АДГЕЗІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ПІНОПОЛІУРЕТАНУ

Проведені дослідження на визначення адгезії пінополіуретану з додаванням деревної муки до металу
Ключові слова: *термоізоляція, теплоізоляційні матеріали, адгезія, полімеризація*

К.А. Бондарь, Н.П. Зайчук, С.П. Шимчук
Луцкий национальный технический университет

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ДРЕВЕСНОЙ МУКИ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ПЕНОПОЛИУРЕТАНА

Проведены исследования на определение адгезии пенополиуретана с добавлением древесной муки к металлу
Ключевые слова: *термоизоляция, теплоизоляционные материалы, адгезия, полимеризация*

K. Bondar, N. Zaichuk, S. Shmchuk
Lutsk National Technical University

THE INFLUENCE OF WOOD FLOUR IMPURITIES ON THE ADHESION PROPERTIES OF POLYURETHANE FOAM

Studies have been conducted to determine the adhesion of polyurethane foam with the addition of wood flour to metal
Keywords: *insulation, insulation materials, adhesion, polimerization*

Постановка проблеми. Сьогодні найбільшого значення набуває теплоізоляція, де науковці намагаються винайти матеріал, який буде мати низький коефіцієнт теплопровідності, малу собівартість та не мати в собі шкідливих елементів, бути вологонепроникним, легким та зручним при монтажі. Дані матеріали знаходять своє призначення у будівельній галузі, при виготовлення холодильних камер, столів та шаф.

У цих галузях широко застосовують пінополіуретан, який є різних марок і відрізняється хімічними елементами, які входять до його складу. Зазвичай це синтетичний пористий матеріал на основі поліуретану, що на 85…90% складається з інертної газової фази. Залежно від виду вихідного поліуретану може бути жорстким та еластичним. Матеріал здатний протистояти мікроорганізмам і агресивним середовищам.

Матеріал складається із двох компонентів – поліолу та ізоціанату, при зміні кількості одного відносно іншого можна отримати піну з необхідними фізико-механічними властивостями. Недоліком даного матеріалу є його утилізація, яка здійснюється на окремих підприємствах.

Тому постало питання зменшити кількість цих компонентів та створити новий матеріал з подібними властивостями.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Перспективи набули екологічно чисті матеріали, а саме ті, які підлягають вторинній переробці. До досліджуваних матеріалів відносяться піна з деревини, аерогель з целюлози, пінополіуретан на водній основі. Ці матеріали розпочали досліджувати для подальшого їх застосування у будівництві, оскільки важливе місце займає економія енергетичних ресурсів.

Постановка завдань. Метою роботи було дослідити фізико-механічні характеристики матеріалу пінополіуретану з додаванням домішок деревної муки (відходів від підприємств з виготовлення виробів з дерева).

Викладення основного матеріалу. Для виготовлення дослідних зразків використовували компоненти поліол з рецептурою 443 та ізоціанат Б-17 виробника Поліфом. Як матеріал у вигляді домішок додавалися деревна мука хвої, дубу та ясену.

За попередніми проведеними дослідженнями був визначений матеріал, який містив в собі 25% від маси деревної муки з найнижчим коефіцієнтом теплопровідності. Тому в наступних дослідженнях до уваги брався лише цей матеріал.

Для визначення адгезії застосовували метод нерівномірного відриву. Характеризується він порушенням зв’язків між адгезивом і субстратом, під час якого сила прикладається не до центру з’єднання, а до одного його краю. Тому зв'язок порушується поступово.

© К.А. Бондар, Н.П. Зайчук, С.П. Шимчук

Найчастіше з пінополіуретаном використовується листовий метал сталі 3пс, тому для проведення досліджень були виготовленні зразки з цього матеріалу, розмірами вказаними на рисунку 1.

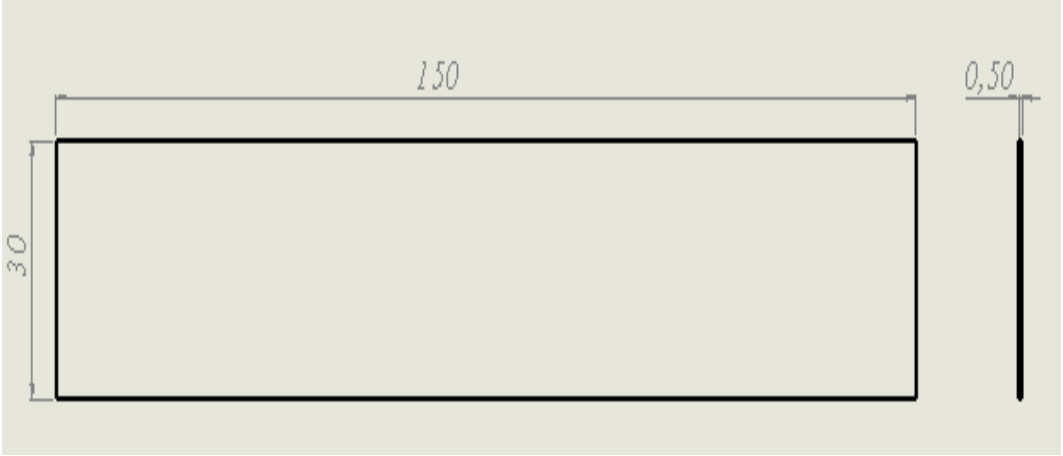


Рис. 1. **Габаритні розміри дослідного зразка**

Метод визначення полягав у нанесенні на металеві пластини пінополіуретану з домішками дерева і з'єднання їх між собою. Для завершення полімеризації зразки зберігалися 24 години у місці, де відсутнє потрапляння сонячних променів. Схема розміщення та навантаження на пластини зображена на рисунку 2.

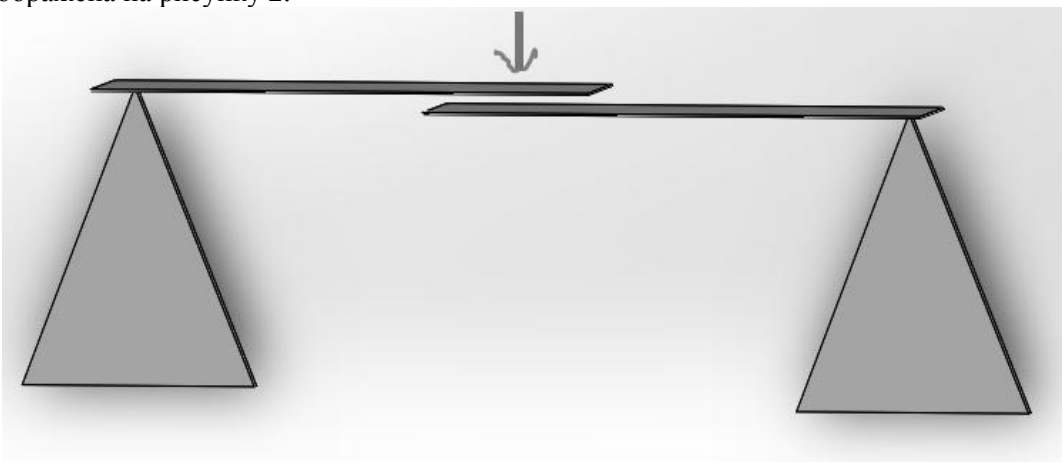


Рис. 2. **Схема проведення досліджень на визначення міцності зєднання**

Швидкість навантаження для всіх зразків була приблизно однаковою і становила 40 Н/хв.

У таблиці 1 занесені значення маси для кожного дослідного зразку та максимальної сили, яку витримав зразок до моменту повного руйнування.

Таблиця 1

Результати дослідження пінополіуретану

Назва зразку	Сила, Н
Хвоя 560	17,85
Ясен 560	25,40
Дуб 560	38,50
Хвоя 200	18,90
Ясен 200	28,10
Дуб 200	39,54

На рисунку 3 зображено залежність виду деревного борошна та його розмірів частинок до максимальної сили, яку витримало з'єднання.

© К.А. Бондар, Н.П. Зайчук, С.П. Шимчук

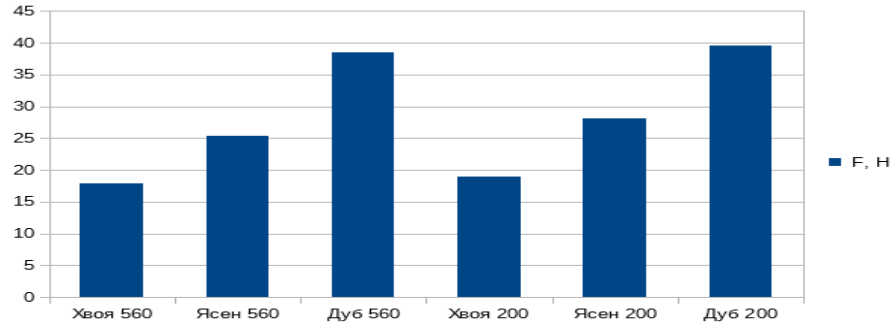


Рис. 3. **Діаграма залежності максимальної сили до розмірів частинок дерева**

Крім кількісних показників важливу роль при визначенні адгезійних властивостей відіграє межа розриву. На рисунку 4 зображені фотографії зразків після руйнування.



а)



б)



в)



г)



д)



е)

Рис. 4. **Зруйновані зразки:**
а – ясен 200, б – ясен 560, в – хвоя 560, г – дуб 200, д – хвоя 200, е – дуб 560

© К.А. Бондар, Н.П. Зайчук, С.П. Шимчук

У холодильному обладнанні поліуретан служить не лише як теплоізоляція. Він ще виконує функцію забезпечення міцності конструкції. За допомогою даного матеріалу з'єднують між собою пластик та метал. Тому створюючи новий матеріал необхідно визначити, які властивості адгезії він має.

Міцність адгезійних з'єднань залежить від ряду факторів, а саме від збільшення швидкості зростання руйнівної сили призводить до підвищення межі супротиву руйнуванню.

Адгезія залежить від природи контактуючих фаз, властивостей їх поверхонь та площі контакту. Вона визначається силами міжмолекулярного тяжіння і збільшується, якщо одне чи два тіла електрично зарядженні. Характеристиками міцності адгезійного з'єднання є показники опору розриву, межа міцності при згині і ін. Також до них можна віднести тип порушення зав'язків між компонентами, тобто характер руйнування.

Розрізняють кілька видів руйнування: адгезійне (адгезив повністю відділяється від субстрата), когезійне (розрив проходить на масиві адгезиву або субстрату) та змішане (проходить частково відділення адгезиву від субстрату і частково руйнує адгезив).

Когезійне руйнування спостерігається при невеликій швидкості навантаження. Збільшення швидкості призводить до змішаного руйнування, а при високих швидкостях розрив має перевагу адгезійного характеру.

Руйнування полімерних матеріалів проходить в результаті росту тріщин, які виникли в тому місці, де локальне напруження перевищують міцність матеріалу.

Як видно з результатів дослідження зразки з пінополіуретаном та з домішками ясену зруйнувалися на межі між металом і піною. Це свідчить про адгезійне руйнування. Зразки із борошном дуба мають більше ділянок із руйнуванням самої піни. Змішаний вид руйнування присутній у зразках із додаванням хвої.

Можна зробити висновок про те, що адгезійна міцність збільшується при додаванні відходів деревини, яка має хороші фізико-механічні характеристики, а саме такі як дуб та ясен.

Висновки. В статті проведений аналіз змін характеристик міцності пінополіуретанового з'єднання із додаванням домішок дерева різних розмірів та різної природи. Було виявлено, що на фізико-механічні властивості впливають властивості деревного борошна. Як показали дослідження, матеріал з домішками дубу витримав навантаження 39,54 Н, в той час коли хвоя показала значення 18,90 Н. Тому при додавання домішок твердих видів дерева міцність з'єднання буде зростати.

Також розглядалася залежність міцності з'єднання від розмірів частинок, які додавалися як домішки. Виявили, що вони не значно впливають на адгезію. При додаванні більших частинок матеріал стає не рівномірний, що спричиняє зменшення міцності з'єднання.

Тому для підвищення міцності матеріалу необхідно підбирати домішки із твердих сортів дерева і з найменшими фракціями.

Список використаних джерел:

1. Берлин А.А. Основы адгезии полимеров / А.А. Берлин, В.Е. Басин. - М.: Химия, 1969. - 319 с.

2. Вакула В.Л. Физическая химия адгезии полимеров / В.Л. Вакула, Л.М. Притыкин. - М.: Химия, 1984. - 224 с.

3. Повстугар В.И. Строение и свойства поверхности полимерных материалов / В.И. Повстугар, В.И. Кодолов, С.С. Михайлова. - М.: Химия, 1988.-192 с.

4. Андреева А.В. Основы физико-химии композитов: учеб. пособие для вузов /А. В. Андреева. - М.: Радиотехника, 2001.- 192 с.

5. Горбаткина Ю.А. Адгезионная прочность а системах полимер волокно / Ю.А. Горбаткина. - М.: Химия, 1987. - 192 с.

6. Басин В.В. Адгезионная прочность / В.Е. Басин. - М: Химия, 1981.-208 с.

7. Методы физико-механических испытаний химических волокон, нитей и пленок. - М.: Легкая индустрия, 1969. - 398 с.

8. Папков С.П. Полимерные волокнистые материалы / С.П. Папков. - М: Химия, 1986. - 224 с.

9. Лабораторный практикум по текстильному материаловедению: учеб. пособие для вузов / А. И. Кобляков, Г.Н. Кукин. - М.: Легпромбытиздат, 1986.-344 с.

10. Низкотемпературные холодильные установки. Front Cover · В.И. Канторович, В.Д. Вайнштейн. Рипол Классик, 1972 - Technology & Engineering - 352 с.

© К.А. Бондар, Н.П. Зайчук, С.П. Шимчук

11. Высокопористые материалы: Структура и тепломассоперенос: монографія / А. Д. Жуков; М-во образования и науки Рос. Федерации, Моск. гос. строит. ун-т. Москва: МГСУ, 2014 – 208 с.

12. Конструкції будинків і споруд. Теплова ізоляція будівель: ДБН В.2.6-31-2006: затв. Міністерством будівництва, архітектури та житлово-комунального господарства 09.09.2006: на заміну СНиП ІІ-3-79: чинні від 01.01 2007. – К. : Міністерство будівництва, архітектури та житлово-комунального господарства, 2006. – 70 с.

13. Промисловий потенціал України: проблеми та перспективи структурно-інноваційних трансформацій / Відпов. Ред.. канд.. екон. Наук Ю. В. Кіндзерський. – К.: Ін-т економіки та прогнозування НАН України, 2007. – 408 с.

14. Будник А.Ф., Юскаєв В.Б., Будник О.А. Б–90 Неметалеві матеріали в сучасному суспільстві: Навчальний посібник.- Суми: Вид-во СумДУ, 2008. -222 с.

15. Экология и безопасность в техносфере: современные проблемы и пути решения: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции 27-28 ноября 2013 года/ Коллектив авторов. – М. – Берлин: Директ-Медиа, 2015. –443с.

Рецензент
Кашицький Віталій Павлович, к.т.н., доцент, Луцький НТУ

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© К.А. Бондар, Н.П. Зайчук, С.П. Шимчук

УДК 667.64:678.026

А.В. Букетов[1], О.М. Безбах[1], Д.Г. Круглий[1], Н.М. Букетова[1], В.М. Яцюк[2]
[1]Херсонська державна морська академія
[2]Тернопільський науково-дослідний експертно-криміналістичний центр МВС України

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МОДИФІКОВАНИХ 4,4'-МЕТИЛЕНБІС (2-МЕТОКСИАНІЛІНОМ) ЕПОКСИДНИХ КОМПОЗИТІВ ДЛЯ ТРАНСПОРТНОЇ ГАЛУЗІ

У роботі показано перспективи використання нових матеріалів на полімерній основі. Враховуючи, що розроблені композити досить ефективно використовувати для захисту устаткування, яке експлуатують за підвищених температур, проведено дослідження стосовно визначення впливу природи і вмісту модифікатора на теплофізичні властивості епоксидної матриці. Як основний компонент для зв'язувача при формуванні композитів вибрано епоксидний діановий олігомер. Для зшивання епоксидних композицій використано твердник поліетиленполіамін, що дозволяє затверджувати матеріали при кімнатних температурах. Обґрунтовано вибір модифікатора 4,4'-метиленбіс(2-метоксианіліну) для поліпшення теплофізичних властивостей розроблених матеріалів. Досліджено термічний коефіцієнт лінійного розширення і теплостійкість епоксикомпозитів. На основі проведених випробувань теплофізичних властивостей матеріалів, наповнених модифікатором 4,4'-метиленбіс(2-метоксианіліном), встановлено допустимі межі температури, при яких можливо використовувати розроблені композити.

Ключові слова: *епоксидний композит, теплостійкість, термічний коефіцієнт лінійного розширення, усадка.*

А.В. Букетов[1], О.М. Безбах[1], Д.Г. Круглый[1], Н.Н. Букетова[1], В.Н. Яцюк[2]
[1]Херсонская государственная морская академия
[2]Тернопольский научно-исследовательский экспертно-криминалистический центр МВД Украины

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОДИФИЦИРОВАННЫХ 4,4'-МЕТИЛЕНБИС (2-МЕТОКСИАНИЛИНОМ) ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИТОВ ДЛЯ ТРАНСПОРТНОЙ ОТРАСЛИ

В работе показаны перспективы использования новых материалов на полимерной основе. Учитывая, что разработанные композиты достаточно эффективно использовать для защиты оборудования, которое эксплуатируют при повышенных температурах, проведено исследование по определению влияния природы и содержания модификатора на теплофизические свойства эпоксидной матрицы. В качестве основного компонента для связующего при формировании композитов выбран эпоксидный диановый олигомер. Для сшивания эпоксидных композиций использован отвердитель полиэтиленполиамин, что позволяет отверждать материалы при комнатных температурах. Обоснован выбор модификатора 4,4'-метиленбис(2-метоксианилина) для улучшения теплофизических свойств разработанных материалов. Исследован термический коэффициент линейного расширения и теплостойкость эпоксикомпозитов. На основе проведенных испытаний теплофизических свойств, наполненных модификатором 4,4'-метиленбис(2-метоксианилином), установлены допустимые пределы температуры, при которых возможно использовать разработанные композиты.

Ключевые слова: *эпоксидный композит, теплостойкость, термический коэффициент линейного расширения, усадка.*

A.V. Buketov[1], O.M. Bezbach[1], D.G. Krugly[1], N.M. Buketova[1], B.N. Yatsyuk[2]
[1]Kherson State Maritime Academy
[2]Ternopil Research Forensic Center of the Ministry of Internal Affairs of Ukraine

INVESTIGATION OF THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF EPOXY COMPOSITES MODIFIED WITH 4,4'-METHYLENEBIS (2-METHOXYANILINE) FOR THE TRANSPORT INDUSTRY

The paper shows the prospects for the use of new materials based on polymers. Considering that the developed composites are sufficiently efficiently used to protect equipment that is operated at elevated temperatures, a study was conducted to determine the influence of the nature and content of the modifier on the thermophysical properties of the epoxy matrix. As the main component for the binder in the formation of composites, the epoxy diane oligomer was chosen. Polyethylene polyamide hardener was used to crosslink epoxy compositions, which allows materials to be cured at room temperature. The choice of modifier 4,4'-methylenebis (2-methoxyaniline) to improve the thermophysical properties of the developed materials is substantiated. The thermal coefficient of linear expansion and heat resistance of epoxy composite are investigated. On the basis of the conducted tests of thermophysical properties, filled with the modifier 4,4'-methylenebis (2-methoxyaniline), the permissible limits of temperature were established at which it is possible to use the developed composites.

Keywords: *epoxy composite, heat resistance, thermal coefficient of linear expansion, shrinkage.*

Постановка проблеми. Захисні покриття на основі епоксидних композитних матеріалів (КМ) останнім часом широко використовують у різних галузях промисловості. Такі матеріали відзначаються поліпшеними адгезійними і когезійними властивостями, що передбачає надійність

© А.В. Букетов, О.М. Безбах, Д.Г. Круглий, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

їх використання при експлуатації деталей устаткування транспортної галузі за динамічних навантажень та підвищених температур. Однак, водночас епоксидні захисні покриття мають свої недоліки. У першу чергу це суттєва різниця між термічним коефіцієнтом лінійного розширення металу чи сплаву і полімерного матеріалу, невисокі значення теплостійкості, суттєва усадка. Це безумовно позначається на зменшенні ресурсу роботи захисних полімерних покриттів.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Загальновідомо [1-13], що покращити властивості КМ і захисних покриттів на їх основі можна введенням добавок у вигляді пластифікаторів, модифікаторів, наповнювачів. Актуальним на сьогодні є використання у епоксидних олігомерах модифікаторів за гомеопатичного вмісту. Показано [10-13], що використання модифікаторів у кількості 0,1…2,0 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру забезпечує суттєве поліпшення властивостей матеріалів. У цьому контексті цікавим є використання хімічно активного до взаємодії з епоксидним зв'язувачем як модифікатора 4,4'-метиленбіс(2-метоксианіліну). Дана добавка містить активні групи, що на наш погляд, пришвидчить перебіг фізико-хімічних процесів зшивання і забезпечить підвищення показників теплофізичних властивостей досліджуваних матеріалів.

Мета роботи – дослідити вплив вмісту модифікатора 4,4'-метиленбіс(2-метоксианіліну) на теплофізичні властивості епоксикомпозитних матеріалів і захисних покриттів на їх основі.

Матеріали та методика дослідження. Як основний компонент для зв'язувача при формуванні епоксидних КМ вибрано епоксидний діановий олігомер марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84). Для зшивання епоксидних композицій використано твердник поліетиленполіамін ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78), що дозволяє затверджувати матеріали при кімнатних температурах. Як модифікатор використано 4,4'-метиленбіс(2-метоксианілін) (МБМА). Модифікатор вводили у зв'язувач за вмісту від 0,10 до 2,00 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20 (тут і далі за текстом мас. ч. наводять на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20). Молекулярна маса 4,4'-метиленбіс(2-метоксианіліну) – 258,3. Хімічна формула – $C_{15}H_{18}N_2O_2$. Модифікатор розчинний у бензолі, етанолі, ацетоні, малорозчинний у воді.

У роботі досліджували термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) і теплостійкість (T) КМ. Теплостійкість (за Мартенсом) КМ визначали згідно з ГОСТ 21341-75. Термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) матеріалів розраховували за кривою залежності відносної деформації від температури. Відносну деформацію визначали за зміною довжини зразка при підвищенні температури (ГОСТ 15173-70).

Результати досліджень та їх обговорення. Експериментально встановлено (рис. 1), що теплостійкість вихідної немодифікованої епоксидної матриці становить T = 341 К. Показано (рис. 1, крива 1), що введення у епоксидний зв'язувач модифікатора МБМА за вмісту q = 0,10…2,00 мас.ч. приводить до суттєвого підвищення теплостійкості модифікованої матриці до T = 357…361 К. При цьому максимум на кривій залежності «теплостійкість – вміст модифікатора» спостерігали за концентрації добавки у кількості q = 0,25 мас.ч. У такому випадку формується матеріал, у якого порівняно з немодифікованою матрицею, показники теплостійкості збільшуються від T = 341 К до T = 361 К. Надалі збільшення вмісту добавки (q = 0,50…2,00 мас.ч.) призводить до погіршення теплостійкості матеріалів, позаяк її показники знаходяться в межах T = 357…360 К. Як було доведено раніше [14], введення модифікатора за критичного вмісту (q = 0,10…0,25 мас.ч.) забезпечує активацію метильних CH_3-C- груп і первинних амінів -NH_2 добавки до взаємодії з гідроксильними групами і сегментами епоксидного олігомеру. Це сприяє формуванню щільно зшитої тривимірної сітки полімеру, яка відзначається високим ступенем зшивання, що забезпечує підвищення показників когезійної міцності КМ і, як наслідок, їх теплостійкості. Введення МБМА у кількості понад q = 0,25 мас.ч. призводить до перенасичення макромолекулами добавки гомогенної системи, що зумовлює несуттєве погіршення теплофізичних властивостей модифікованих епоксидних матриць.

Аналіз кривої залежності температури склування КМ залежно від вмісту модифікатора дозволив стверджувати наступне. Введення МБМА у кількості q = 0,25…0,50 мас.ч. забезпечує максимальне зростання температури склування КМ від T_c = 327 К (для вихідної епоксидної матриці) до T_c = 348…353 К (рис. 1, крива 2). Надалі збільшення вмісту модифікатора (q = 1,00…2,00 мас.ч.) призводить до суттєвого зменшення T_c розроблених матриць. За такого наповнення температура склування матеріалів знижується від T_c = 353 К (для КМ із вмістом МБМА у кількості q = 0,50 мас.ч.) до T_c = 327…343 К. Слід акцентувати увагу на кореляцію динаміки теплостійкості і температури склування КМ від вмісту модифікатора. Найвищі показники обох властивостей спостерігали для модифікованої матриці із вмістом добавки у

кількості q = 0,25…0,50 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. Додаткове збільшення кількості модифікатора призводить до суттєвого погіршення теплофізичних властивостей КМ або останні (залежно від досліджуваної характеристики) практично не змінюються.

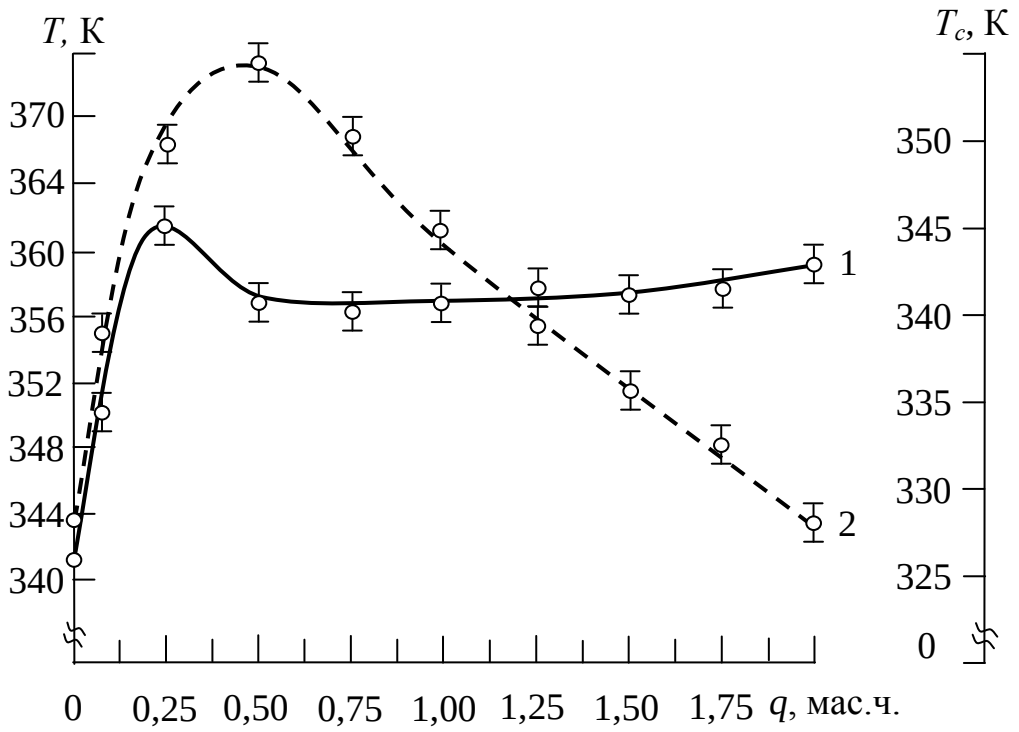


Рис. 1. **Залежність теплофізичних властивостей епоксидної матриці від вмісту модифікатора МБМА: 1 – теплостійкість (T); 2 – температура склування (T_c)**

На наступному етапі досліджували термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) епоксикомпозитів у різних діапазонах температур, при яких можна експлуатувати розроблені матеріали: ΔT = 303…323 К, ΔT = 303…373 К, ΔT = 303…423 К, ΔT = 303…473 К (рис. 2). Доведено (табл. 1), що у діапазоні температурних випробувань ΔT = 303…323 К ТКЛР вихідної матриці становить $\alpha = 6{,}3 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$. Введення модифікатора МБМА у кількості q = 0,25…1,50 мас.ч. забезпечує зниження ТКЛР до $\alpha = (2{,}2…2{,}8) \times 10^{-5}$ К$^{-1}$. При цьому найменші значення досліджуваної характеристики ($\alpha = (2{,}2…2{,}4) \times 10^{-5}$ К$^{-1}$) спостерігали для КМ за вмісту модифікатора у кількості q = 0,25…0,50 мас.ч.

© А.В. Букетов, О.М. Безбах, Д.Г. Круглий, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

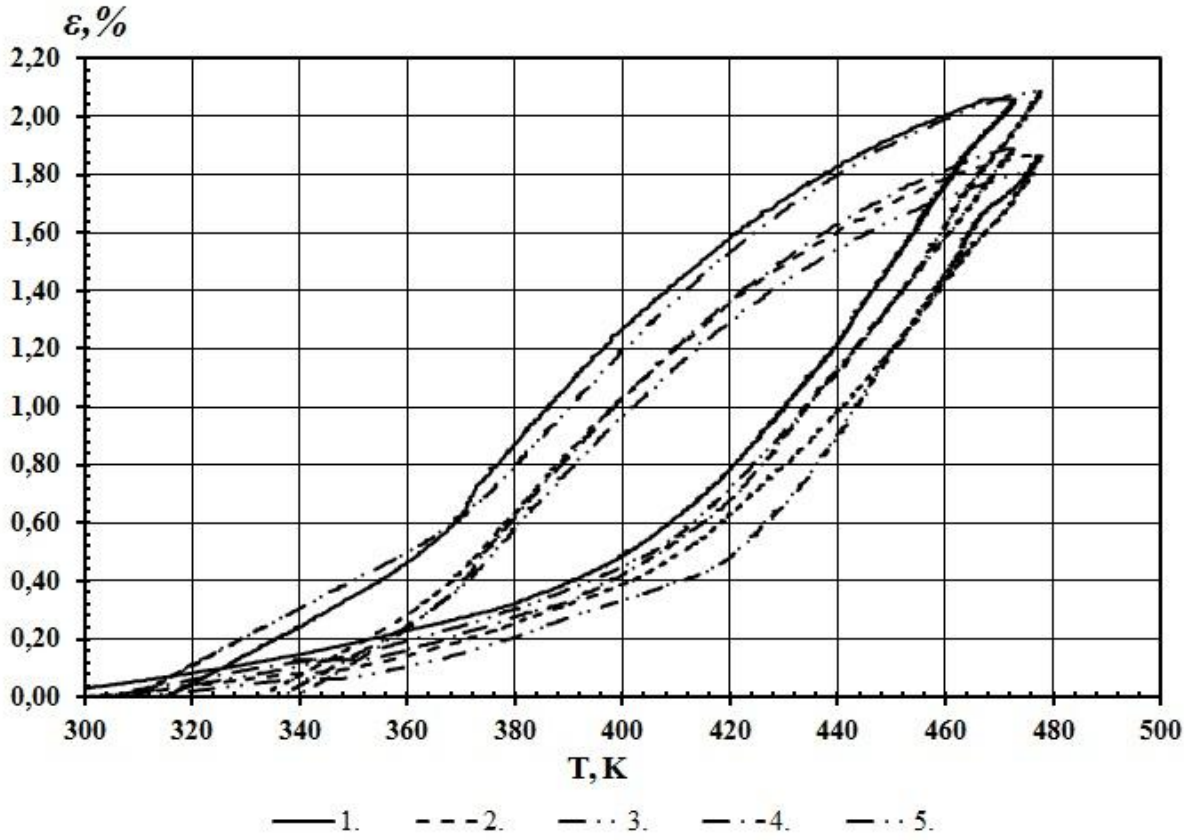


Рис. 2. **Дилатометричні криві вихідної та модифікованих епоксидних матриць:**
1 – вихідна матриця (контрольний зразок);
2 – модифікована МБМА матриця (*q* = 0,25 мас.ч.);
3 – модифікована МБМА матриця (*q* = 0,50 мас.ч.);
4 – модифікована МБМА матриця (*q* = 1,00 мас.ч.);
5 – модифікована МБМА матриця (*q* = 1,50 мас.ч.).

У температурному діапазоні впливу теплового поля ΔT = 303…373 К спостерігали зменшення ТКЛР порівняно з вихідною матрицею від $\alpha = 6{,}8 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$ до $\alpha = 2{,}9 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$ (для КМ, модифікованих МБМА у кількості q = 0,25…1,00 мас.ч.). Зазначимо, що за таких температур значення ТКЛР для зразків вибраних концентрацій фактично не відрізняється, тоді як для КМ, наповненого МБМА у кількості q = 1,50 мас.ч., він у 1,2 рази більший і становить $\alpha = 3{,}6 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$. Зазначимо, що вже у даному діапазоні вимірювань констатували погіршення теплофізичних властивостей КМ, наповненого добавкою понад q = 1,00 мас.ч., порівняно з іншими досліджуваними композитами.

Таблиця 1

Термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) КМ при різних температурних діапазонах дослідження

№	Вміст модифікатора МБМА, *q*, мас.ч.	Термічний коефіцієнт лінійного розширення, $\alpha \times 10^{-5}$, К$^{-1}$			
		Температурні діапазони дослідження, ΔT, К			
		303…323	303…373	303…423	303…473
1	–	6,3	6,8	9,9	10,9
2	0,25	2,2	2,9	5,6	10,4
3	0,50	2,4	2,9	4,8	10,5
4	1,00	2,8	2,9	5,8	10,9
5	1,50	2,5	3,6	6,5	11,3

Додатково доведено (табл. 1), що у діапазоні температур ΔT = 303…423 К, який перевищує значення температури склування і теплостійкості розроблених композитів, ТКЛР вихідної епоксидної матриці становить $\alpha = 9{,}9 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$. Введення модифікатора у епоксидний зв'язувач

забезпечує зниження ТКЛР КМ у 1,5…2,1 рази до значень $\alpha = (4{,}8…6{,}5) \times 10^{-5}$ К$^{-1}$. Зазначимо, що найнижчими значеннями ТКЛР ($\alpha = 4{,}8 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$) характеризується КМ, модифікований добавкою у кількості q = 0,50 мас.ч.

На завершальному етапі аналізували ТКЛР КМ у діапазоні температур ΔT = 303…473 К. Встановлено (табл. 1), що у даному діапазоні теплового впливу модифікування епоксидної матриці не впливає на показники досліджуваної теплофізичної характеристики. Термічний коефіцієнт лінійного розширення як вихідної, так і модифікованих епоксидних матриць знаходиться у межах $\alpha = (10{,}4…11{,}3) \times 10^{-5}$ К$^{-1}$. У окремих випадках спостерігали збільшення ТКЛР модифікованих зразків порівняно з вихідною матрицею. Це свідчить про те, що вплив модифікатора на структуру епоксидної матриці за таких температур нівелюється. На наш погляд, у цьому випадку руйнуються фізичні зв'язки у гомогенних системах, інтенсивно релаксують залишкові напруження, що передбачає часткову перебудову структурної сітки полімерної матриці. Можна констатувати, що використання модифікованих матриць за таких температур і водночас при статичних чи динамічних навантаженнях не є доцільним.

Дослідженням усадки підтверджено результати наведених вище випробувань. Показано (рис. 3), що усадка вихідної матриці (при дослідженні у діапазоні температур ΔT = 303…473 К) становить δ = 0,32 %. Введення модифікатора приводить до зменшення усадки КМ до значень δ = 0,02 %. Тобто, наявність добавки незалежно від її вмісту забезпечує суттєве зменшення усадки, що свідчить про суттєвий вплив модифікатора МБМА на формування структурної сітки композитів. А це відповідно поліпшує теплофізичні властивості розроблених матеріалів.

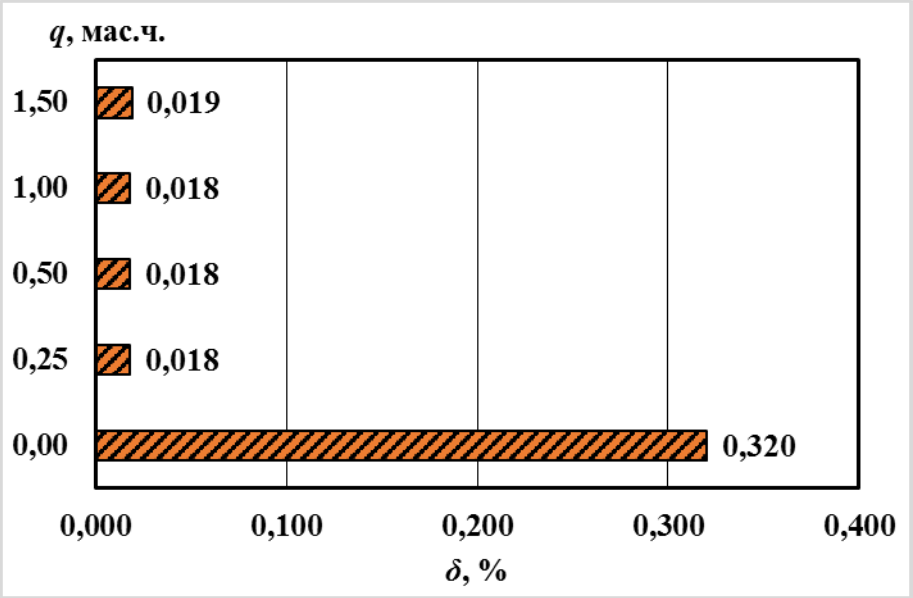


Рис. 3. **Залежність усадки (δ, %) епоксидної матриці від вмісту модифікатора МБМА (*q*, мас.ч.)**

Висновки. У роботі встановлено наступне.

1. Для формування композитного матеріалу чи захисного покриття з поліпшеними теплофізичними властивостями у епоксидний зв'язувач доцільно вводити модифікатор 4,4'-метиленбіс(2-метоксианілін) у кількості q = 0,25…0,50 мас.ч. на q = 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. Експериментально встановлено, що максимум на кривій залежності «теплостійкість – вміст модифікатора» спостерігали за концентрації добавки у кількості q = 0,25 мас.ч. У такому випадку формується матеріал, у якого порівняно з немодифікованою матрицею показники теплостійкості збільшуються від T = 341 К до T = 361 К. Вважали, що введення модифікатора за критичного вмісту забезпечує активацію метильних CH_3-C- груп і первинних амінів -NH_2 добавки до взаємодії з гідроксильними групами і сегментами епоксидного олігомеру. Це сприяє формуванню щільно зшитої тривимірної сітки полімеру, яка відзначається високим ступенем зшивання, що забезпечує підвищення показників когезійної міцності КМ і, як наслідок, їх теплостійкості.

© А.В. Букетов, О.М. Безбах, Д.Г. Круглий, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

2. Обґрунтовано, що модифікування епоксидного зв'язувача 4,4'-метиленбіс(2-метоксианіліном) у кількості q = 0,25…0,50 мас.ч. забезпечує максимальне зростання температури склування КМ від T_c = 327 К (для вихідної епоксидної матриці) до T_c = 348…353 К. Слід акцентувати увагу на кореляцію динаміки теплостійкості і температури склування композитів від вмісту модифікатора. Найвищі показники обох властивостей спостерігали для модифікованої матриці із вмістом добавки у кількості q = 0,25…0,50 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. Додаткове збільшення кількості модифікатора призводить до суттєвого погіршення теплофізичних властивостей КМ або останні (залежно від досліджуваної характеристики) практично не змінюються.

3. Досліджено термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) епоксикомпозитів у різних діапазонах температур, при яких можна експлуатувати розроблені матеріали: ΔT = 303…323 К, ΔT = 303…373 К, ΔT = 303…423 К, ΔT = 303…473 К. Доведено, що у діапазоні температурних випробувань ΔT = 303…323 К ТКЛР вихідної матриці становить $\alpha = 6{,}3 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$, а найменші значення досліджуваної характеристики ($\alpha = (2{,}2…2{,}4) \times 10^{-5}$ К$^{-1}$) спостерігали для КМ за вмісту модифікатора у кількості q = 0,25…0,50 мас.ч.

У температурному діапазоні впливу теплового поля ΔT = 303…373 К спостерігали зменшення ТКЛР порівняно з вихідною матрицею від $\alpha = 6{,}8 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$ до $\alpha = 2{,}9 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$ (для КМ, модифікованих добавкою у кількості q = 0,25…1,00 мас.ч.). У діапазоні температур ΔT = 303…423 К, який перевищує значення температури склування і теплостійкості розроблених композитів, ТКЛР вихідної епоксидної матриці становить $\alpha = 9{,}9 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$, а введення модифікатора у епоксидний зв'язувач забезпечує зниження ТКЛР композитів у 1,5…2,1 рази до значень $\alpha = (4{,}8…6{,}5) \times 10^{-5}$ К$^{-1}$. Зазначимо, що найнижчими значеннями ТКЛР ($\alpha = 4{,}8 \times 10^{-5}$ К$^{-1}$) характеризується матеріал, модифікований добавкою у кількості q = 0,50 мас.ч.

Додатково встановлено, що у діапазоні температур ΔT = 303…473 К модифікування епоксидної матриці не впливає на показники досліджуваної теплофізичної характеристики. Термічний коефіцієнт лінійного розширення як вихідної, так і модифікованих епоксидних матриць знаходиться у межах $\alpha = (10{,}4…11{,}3) \times 10^{-5}$ К$^{-1}$. Це свідчить про те, що вплив модифікатора на структуру епоксидної матриці за таких температур нівелюється. На наш погляд, у цьому випадку руйнуються фізичні зв'язки у гомогенних системах, інтенсивно релаксують залишкові напруження, що передбачає часткову перебудову структурної сітки полімерної матриці. Можна констатувати, що використання модифікованих матриць за таких температур і водночас при статичних чи динамічних навантаженнях не є доцільним.

Література

1. Iurzhenko M. Welding and welded joints of the heat-resistant plastics / M.Iurzhenko, V.Demchenko, M.Korab, A.Galchun, V.Kondratenko, V.Anistratenko, Yu.Litvinenko, R.Kolisnyk // 2017 IEEE Applied Physics and Engineering, 2017, IEEE Catalog Number: CFP17YSF-ART. – P. 163-166.

2. Kovalchuk M. The investigation of the welding process of different-type polyethylenes / M.Kovalchuk, M. Iurzhenko, V.Demchenko, I.Senchenkov // Advances in Thin Films, Nanostructured Materials and Coatings (Eds. Pogrebnjak A., Novosad V.), Singapore: Springer, 2019. – P. 225-233.

3. Kolisnyk R. Conductive polymer nanocomposites for novel heating elements / R.Kolisnyk, M.Korab, M.Iurzhenko, O.Masiuchok, A.Shadrin, Ye.Mamunya, S.Pruvost, V.Demchenko // Advances in Thin Films, Nanostructured Materials and Coatings (Eds. Pogrebnjak A., Novosad V.), Singapore: Springer, 2019. – P. 215-224.

4. Demchenko V. Relaxation behavior of polyethylene welded joints / V.Demchenko, M.Iurzhenko, A.Shadrin, A.Galchun // Nanoscale Research Letters. – 2017.– N 12.- P. 280-285.

5. Браїло М.В. Оптимізація вмісту добавок у епокси-поліефірному зв'язувачі для підвищення когезійної міцності композитів / М.В. Браїло, А.В. Букетов, О.С.Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова, О.О. Сапронов, А.О. Василенко // Науковий вісник НЛТУ України: Збірн. наук.-техн. праць. – Львів: НЛТУ.– 2018.– Том 28, №11. – С. 71-77.

6. Букетов А.В. Прочность сцепления при отрыве и сдвиге эпоксидных нанокомпозитных покрытий, наполеннных ультрадисперсным алмазом / А.В.Букетов, Н.А.Долгов, А.А.Сапронов, В.Д.Нигалатий // Проблемы прочности.- 2018.- №3.- С.71-78.

7. Браїло М.В. Дослідження теплофізичних властивостей епокси-поліефірних композитів, модифікованих метилендіфенілдіізоціанатом / М.В.Браїло, А.В.Букетов, С.В.Якущенко, В.М.Яцюк // Наукові нотатки. - Луцьк: ЛНТУ.- Вип. 63. – 2018.– С. 27-33.

8. Букетов А.В. Дослідження адгезійних властивостей модифікованих 4-амінобензойною кислотою полімерних композитних матеріалів / А.В.Букетов, А.Г.Кулініч, В.М.Гусев, С.О.Сметанкін, В.М. Яцюк // Наукові нотатки. - Луцьк: ЛНТУ.- Вип. 63. – 2018.– С. 34-39.

© А.В. Букетов, О.М. Безбах, Д.Г. Круглий, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

9. Букетов А.В. Захисні епоксикомпозитні покриття з поліпшеними антикорозійними властивостями і зносостійкістю / А.В.Букетов, М.Ю.Амелін, О.М.Безбах, Р.Ю.Негруца // Вісник ХНТУ. – 2018. - № 2 (65). – С. 11-18.

10. Букетов А.В. Вплив модифікатора 4-амінобензойної кислоти на фізико-механічні властивості епоксидних композитних матеріалів / А.В.Букетов, А.Г.Кулініч, В.М.Гусєв, С.О.Сметанкін, В.М.Яцюк // Вісник ХНТУ. – 2018. - № 2 (65). – С. 19-26.

11. Патент 128447 Україна, МПК (2018.01) C08L 63/00. Епоксидне зв'язуюче з поліпшеними адгезійними властивостями / Букетов А.В., Браїло М.В., Сапронов О.О., Кобельник О.С., Якущенко С.В., Яцюк В.М.; заявник і патентовласник Херсонська державна морська академія - №a201700480; заявл. 18.01.2017; опубл. 25.09.2018, бюл. № 18.

12. Sapronov O.O. Research of crack initiation and propagation under loading for providing impact resilience of protective coating / O.O.Sapronov, A.V.Buketov, P.O.Maruschak, S.V.Panin, M.V.Brailo, S.V.Yakushchenko, A.V.Sapronova, O.V.Leshchenko, A.Menou // Functional Materials. – 2019. – Vol. 26. – № 1. – P.114-120. (doi: https://doi.org/10.15407/fm26.01.114).

13. Букетов А.В. Вплив модифікатора 2,4-діаміноазобензол-4'- карбонової кислоти на адгезійні властивості та залишкові напруження захисних полімерних покриттів / А.В.Букетов, Р.Ю.Негруца, В.М.Яцюк // Наукові нотатки. - Луцьк: ЛНТУ. Вип. 65. – 2019.– С. 30-38.

14. Безбах О.М. Дослідження фізико-механічних властивостей модифікованих 4,4'-метиленбіс(2-метоксианіліном) епоксидних композитів / О.М.Безбах // Наукові нотатки. - Луцьк: ЛНТУ. Вип. 65. – 2019.– С. 23-29.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© А.В. Букетов, О.М. Безбах, Д.Г. Круглий, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

УДК 667.64:678.026

А.В. Букетов, М.В. Браїло, О.С. Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова
Херсонська державна морська академія

РОЗРОБЛЕННЯ ЕПОКСИ-ПОЛІЕФІРНОЇ МАТРИЦІ З ПОЛІПШЕНИМИ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ЗАСОБІВ ТРАНСПОРТУ

У роботі наведено результати дослідження фізико-механічних властивостей композитних матеріалів на основі епоксидного олігомеру ЕД-20 із введенням різного вмісту поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL. Встановлено, що максимальними показниками фізико-механічних властивостей відрізняється композит за вмісту q = 20 мас.ч. поліефірної смоли на q = 100 мас.ч. епоксидного олігомеру. При цьому модуль пружності при згинанні становить E = 3,6 ГПа, руйнівні напруження при згинанні – $\sigma_{зг}$ = 50,2 МПа, ударна в'язкість – W = 8,3 кДж/м^2. Додатково оптичним методом досліджено поверхні зламу композитних матеріалів за різного вмісту поліефіру та констатовано виражений напружений стан матеріалу композиту за вмісту q = 20 мас.ч.

Ключові слова: *епоксидний олігомер, поліефірна смола, епокси-поліефірна матриця, композитний матеріал, фізико-механічні властивості*

А.В. Букетов, Н.В. Браило, О.С. Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова
Херсонская государственная морская академия

РАЗРАБОТКА ЭПОКСИДНО-ПОЛИЭФИРНОЙ МАТРИЦЫ С УЛУЧШЕННЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ДЛЯ ВОСТАНОВЛЕНИЯ СРЕДСТВ ТРАНСПОРТА

В работе приведены результаты исследования физико-механических свойств композитных материалов на основе эпоксидного олигомера ЭД-20 с введением различного содержания полиэфирной смолы Norsodyne O 12335 AL. Установлено, что максимальными показателями физико-механических свойств отличается композит при содержании q = 20 мас.ч. полиэфирной смолы на q = 100 масс.ч. эпоксидного олигомера. При этом модуль упругости при изгибе составляет E = 3,6 ГПа, разрушающие напряжения при изгибе – $\sigma_{изг}$ = 50,2 МПа, ударная вязкость – W = 8,3 кДж/м^2. Дополнительно оптическим методом исследованы поверхности излома композитных материалов с различным содержанием полиэфира и установлено выраженное напряженное состояние материала композита при содержании q = 20 мас.ч.

Ключевые слова: *эпоксидный олигомер, полиэфирная смола, эпоксидно-полиэфирная матрица, композитный материал, физико-механические свойства*

A.V. Buketov, M.V. Brailo, O.S. Kobelnik, S.V. Yakushchenko, A.V. Sapronova
Kherson State Maritime Academy

THE DEVELOPMENT OF EPOXY-POLYESTER MATRIX WITH IMPROVED PHYSICOMECHANICAL PROPERTIES FOR THE RECOVERY OF TRANSPORT VEHICLES

The study of physical and mechanical properties of a composite material on the basis of an epoxy oligomer ED-20 with the introduction of various contents of the orthophthalic unsaturated pre-accelerated polyester resin Norsodyne O 12335 AL is shown in the work. It is proved that the maximum values of physical and mechanical properties among the studied materials have a composite at a content of q = 20 pts.wt. of polyester resin Norsodyne O 12335 AL on the q = 100 pts.wt. of epoxy oligomer ED-20. The developed epoxy-polyester matrix has the following improved properties: elasticity modulus at bending – E = 3.6 GPa, fracture stresses at bending – σ_{fr} = 50.2 MPa, and impact strength – W = 8.3 kJ/m^2. In addition, the surface of the fracture of composite materials at different contents of polyester resin Norsodyne O 12335 AL was studied by optical method. It is analyzed, the high-stressed state of the surface of the fracture when the material is destroyed with contents q = 10 ... 40 pts.wt. of polyester component. It is stated, the expressed stressed state of the surface of the composite fracture at the contents of q = 20 pts.wt. of polyester resin.

Key words: *epoxy oligomer, polyester resin, epoxy-polyester matrix, composite material, physical and mechanical properties.*

Постановка проблеми. На сьогодні питання розробки та застосування композитних матеріалів є актуальним та широко розповсюдженим [1-4]. Одним із важливих напрямків є захист, відновлення або заміна металевих деталей, конструкцій та механізмів на матеріали, які відрізняються відносно низькою вартістю, простими умовами формування, низькими масовими показниками та підвищеними експлуатаційними характеристиками [3-7]. У даному напрямку широко застосовують полімерні матеріали, зокрема реактопласти [5-12]. Перевагою використання реактопластичних матриць є можливість прогнозування їх властивостей та керований вплив на прогнозування їх властивостей за допомогою введення різних добавок (пластифікаторів, модифікаторів, наповнювачів різної природи) [5-7, 9-15]. Водночас, слід зазначити, що розвиток сучасної промисловості постійно підвищує вимоги до полімерів. Тому актуальним і перспективним є розробка нових полімерних матриць, які будуть відрізнятися поліпшеними показниками експлуатаційних характеристик.

© А.В. Букетов, М.В. Браїло, О.С. Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Відомо [5, 6, 9, 13, 16], що на сьогодні широко використовують композитні матеріалі на основі епоксидного зв'язувача. Епоксикомпозитні матеріали відрізняються простотою формування, відносно невисокою вартістю та стійкими показниками фізико-механічних властивостей [9, 11-13]. Зокрема, також широко розповсюджені полімерні матеріали на основі поліефірних смол, які характеризуються значною швидкістю полімеризації, стійкістю до агресивних середовищ, підвищеними адгезійними і фізико-механічними властивостями [10, 14-18]. При застосуванні полімерних матеріалів у промисловості постає вибір між поліефірними смолами та епоксидними [16-20]. Зокрема, є цікавим і актуальним поєднання двох смол різної природи і рекомендованих для них твердників у одному зв'язувачі. У попередніх роботах було досліджено вплив вмісту поліефірної смоли в епоксидному зв'язувачі на адгезійні властивості композитного матеріалу та встановлено оптимальний склад компонентів [20]. Зокрема важливим і цікавим є розроблення епокси-поліефірної матриці з поліпшеними фізико-механічними властивостями, що дозволить поєднати переваги двох компонентів в одному композиті і розширить її подальше використання у різних галузях промисловості.

Мета роботи – розробити епокси-поліефірні композитні матеріали (КМ) з поліпшеними фізико-механічними властивостями для відновлення та підвищення надійності засобів транспорту.

Матеріали та методика дослідження.

З метою формування матриці для КМ з поліпшеними фізико-механічними властивостями використовували наступні інгредієнти.

1. Як основний компонент для зв'язувача вибрано низькомолекулярний епоксидний діановий олігомер марки ЕД-20 (q = 100 мас.ч.). Слід зазначити, що молекули епоксидних оліґомерів містять гліцидилові та епоксидні групи, які здатні, взаємодіючи з твердником, формувати зшиту структуру в матеріалах у вигляді сітки [2].

2. Ортофталева ненасичена передприскорена літтєва поліефірна смола (ПС) Norsodyne O 12335 AL.

3. Твердник холодного тверднення епоксидних смол поліетиленполіамін (ПЕПА) (ТУ 6-05-241-202-78).

4. Твердник для поліефірних смол – Бутанокс-М50 (Butanox-M50), що є пероксидом метилетилкетону (МЕКП).

З метою визначення оптимального співвідношення між концентрацією епоксидної та поліефірної смол у зв'язувачі досліджували фізико-механічні властивості КМ. Співвідношення концентрації поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL змінювали у межах: q = (0…120) мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру марки ЕД-20. Концентрацію твердників у композиціях та температуру зшивання встановлено відповідно до попередніх результатів дослідження.

У роботі проведено дослідження наступних фізико-механічних властивостей КМ: модуль пружності, руйнівні напруження при згинанні та ударна в'язкість.

Руйнівні напруження і модуль пружності при згинанні визначали згідно ГОСТ 4648-71 і ГОСТ 9550-81 відповідно. Параметри зразків: довжина – l = 120 ± 2 мм, ширина – b = 15 ± 0,5 мм, висота – h = 10 ± 0,5 мм.

Ударну в'язкість визначали за допомогою маятникового копра згідно методу Шарпі (ГОСТ 4647-80). Визначали робочий кут відхилення маятника після руйнування зразка при наперед заданому початковому куті підйому робочого тіла установки. Дослідження проводили за температури T = 298 ± 2 К і відносній вологості d = 50 ± 5 %. Використовували зразки з розміром: $l \times b \times h$ = (65 × 12 × 12) ± 0,5 мм.

Додатково досліджували структуру зламу КМ фотокамерою із розширювальною здатністю 13 Mega Pixels при збільшенні в ×2 рази. Для обробки цифрових зображень використовували програмне забезпечення «Levenhuk ToupView».

Затверджували матеріали за експериментально встановленим режимом: формування зразків та їх витримування впродовж часу t = 12,0 ± 0,1 год за температури T = 293 ± 2 К, нагрівання зі швидкістю υ = 3 К/хв до температури T = 393 ± 2 К, витримування зразків при даній температурі впродовж часу t = 2,0 ± 0,05 год, повільне охолодження до температури T = 293 ± 2 К. З метою стабілізації структурних процесів у матриці зразки витримували впродовж часу t = 24 год на повітрі за температури T = 293 ± 2 К з наступним проведенням експериментальних випробувань.

Результати досліджень та їх обговорення.

За попередніми результатами досліджень [20] було встановлено, що для формування полімерної матриці з поліпшеними адгезійними властивостями необхідно використовувати у комплексі наступні компоненти: епоксидний діановий олігомер марки ЕД-20 (q = 100 мас.ч.) +

поліефірна смола Norsodyne O 12335 AL (q = 100 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20) + твердник ПЕПА (q = 10 мас.ч. на 100 мас.ч. ЕД-20) + твердник для поліефірних смол – Butanox-M50 (q = 1 мас.ч. на 100 мас.ч. Norsodyne O 12335 AL) [20]. У той же час цікавим і актуальним є дослідити вплив вмісту поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL в епоксидному олігомері ЕД-20 на фізико-механічні властивості КМ.

При дослідженні впливу вмісту поліефірної смоли (ПС) Norsodyne O 12335 AL в епоксидному олігомері ЕД-20 на адгезійні властивості полімеру за основу брали загальновідомі співвідношення концентрацій системи «смола-твердник» [4, 5, 7, 8, 20]: для епоксидного олігомеру ЕД-20 (100 мас.ч) необхідно вводити q = 10 мас.ч. твердника ПЕПА; оптимальний вміст твердника на основі перекису метилетилетилкетону у поліефірній смолі становить q = 1 мас.ч. (ГОСТ 22181-91). Тому далі для формування матеріалу з поліпшеними фізико-механічними властивостями на основі епоксидної та поліефірної смол було встановлена наступну послідовність гідродинамічного суміщення:

1. Епоксидний олігомер ЕД-20 – q = 100 мас.ч.;
2. Поліефірна смола Norsodyne O 12335 AL – вміст змінювали у діапазоні q = 0…120 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру;
3. Твердник для поліефірних смол Butanox-M50 – q = 1 мас.ч. на 100 мас.ч. поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL;
4. Твердник ПЕПА – q = 10 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру.

На початковому етапі досліджували вплив вмісту поліефірного зв'язувача на показники модуля пружності та руйнівних напружень при згинанні КМ (рис. 1).

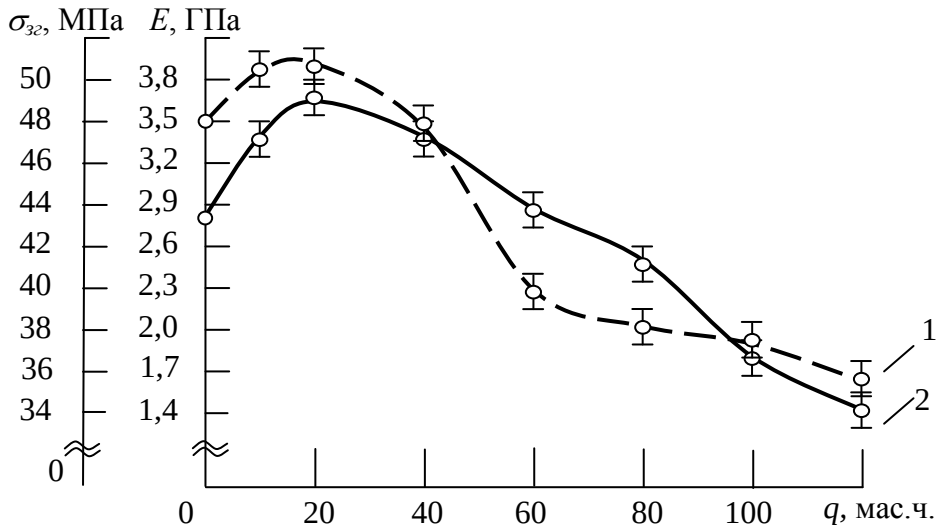


Рис. 1. **Залежність фізико-механічних властивостей матриці від вмісту в епоксидному олігомері ЕД-20 поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL: 1 – руйнівні напруження при згинанні ($\sigma_{зг}$); 2 – модуль пружності при згинанні (E).**

Встановлено, що при введенні поліефірної смоли у епоксидний олігомер фізико-механічні властивості КМ змінюються (рис. 1). Підвищення показника модуля пружності при згинанні спостерігали вже за вмісту q = 10…20 мас.ч.. ПС – від E = 2,8 ГПа (для вихідної епоксидної матриці) до E = 3,3…3,6 ГПа (рис. 1, крива 1). Максимальними значеннями модуля пружності відрізняється КМ за вмісту q = 20 мас.ч. (E = 3,6 ГПа). Очевидно, що взаємодія хімічних елементів епоксидного і поліефірного зв'язувачів в комплексі з твердниками приводить до підвищення активності їх функціональних груп. Це забезпечує при хімічних реакціях підвищення ступеня зшивання композиту. Підтвердженням цьому є подібність динаміки показників руйнівних напружень при згинанні при введені поліефірної смоли у кількості q = 10…20 мас.ч. При цьому показники підвищуються від $\sigma_{зг}$ = 48,0 МПа (для епоксидної матриці) до $\sigma_{зг}$ = 50,2 МПа.

Подальше збільшення вмісту ПС в епоксидному зв'язувачі призводить до зниження показників модуля пружності та руйнівних напружень при згинанні КМ. Значення модуля пружності при згинанні поступово зменшуються від E = 3,6 ГПа до E = 1,5 ГПа (за вмісту q = 120 мас.ч. ПС). Очевидно, що перенасичення ортофталевих кислот, на основі якої виготовлена Norsodyne O 12335 AL, в епоксидному олігомері призводить до погіршення перебігу процесів

© А.В. Букетов, М.В. Браїло, О.С. Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова

зшивання, і, як наслідок, до зниження показників фізико-механічних властивостей КМ. При цьому значення руйнівних напружень при згинанні знижуються від $\sigma_{зг}$ = 50,2 МПа до $\sigma_{зг}$ = 36,2 МПа.

Далі досліджували ударну в'язкість КМ сформованих при введенні поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL за різного вмісту (рис. 2). Встановлено, що введення поліефірної смоли у діапазоні концентрацій q = 10…50 мас.ч. дозволяє підвищити показники ударної в'язкості КМ порівняно з вихідною епоксидною матрицею. Затрата енергії на руйнування матеріалів збільшується. При цьому максимальне значення ударної в'язкості має КМ за вмісту q = 20 мас.ч. Показники зростають від W = 7,6 кДж/м^2 (для епоксидної матриці) до W = 8,3 кДж/м^2. Подальше збільшення вмісту ПС в епоксидному олігомері призводить до монотонного зниження показників ударної в'язкості. При цьому у діапазоні концентрацій q = 40…60 мас.ч. значення відрізняються несуттєво і становлять $\approx W$ = 7,8 кДж/м^2, що є несуттєво вищими порівняно з матрицею. Однак, при подальшому збільшенні вмісту добавки від q = 60 мас.ч. до q = 120 мас.ч. показники суттєво знижуються до значення W = 7,1 кДж/м^2 (за вмісту ПС у кількості q = 120 мас.ч.). Слід зазначити, що отримані результати дослідження ударної в'язкості епокси-поліефірної матриці корелюють із попередніми отриманим даними показників модуля пружності та руйнівних напружень при згинанні. Це підтверджує припущення про активацію хімічних реакцій між ЕД-20 і ПС внаслідок наявності поліефірних груп та ортофталевих кислот при зшиванні КМ.

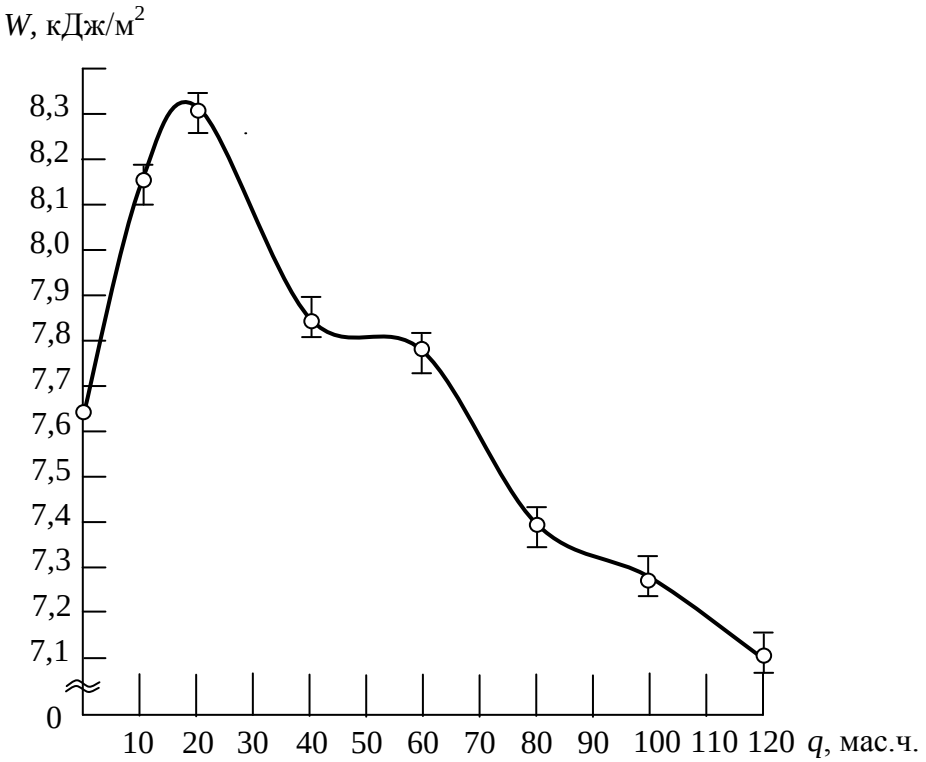


Рис. 2. **Залежність ударної в'язкості (*W*) матриці від вмісту в епоксидному олігомері ЕД-20 поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL**

Отже, відповідно до отриманих результатів фізико-механічних досліджень (модуля пружності та руйнівних напружень при згинанні, ударної в'язкості) встановлено, що поліпшеними властивостями відрізняється композит за вмісту поліефірної смоли q = 20 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. При цьому значення модуля пружності при згинанні розробленого матеріалу становить E = 3,6 ГПа, руйнівних напружень при згинанні – $\sigma_{зг}$ = 50,2 МПа, а ударної в'язкості – W = 8,3 кДж/м^2.

© А.В. Букетов, М.В. Браїло, О.С. Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова

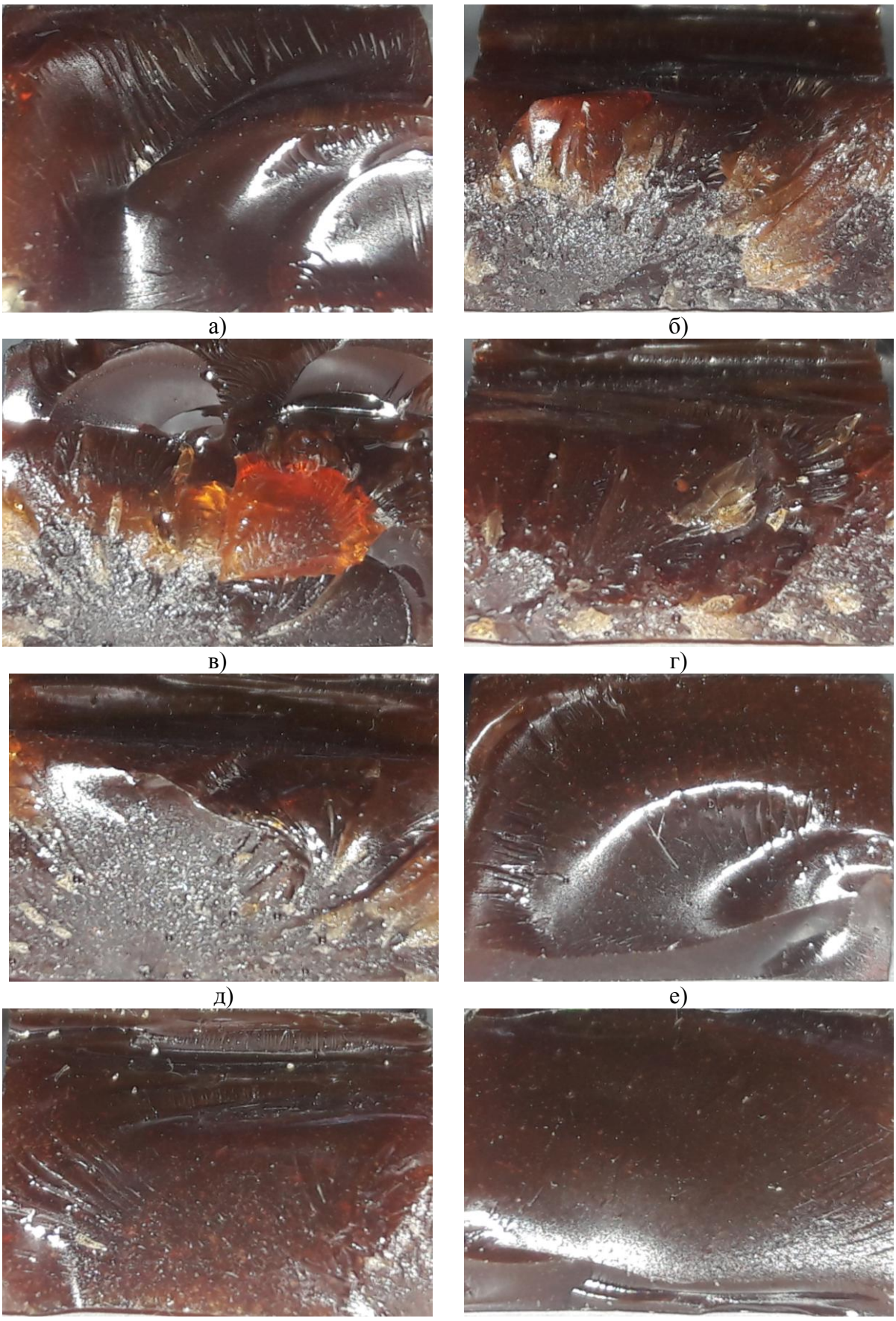


Рис. 3. **Фрактограми зламу КМ, сформованих на основі епоксидного олігомеру ЕД-20 з введенням поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL за різного вмісту: а) вихідна матриця; б) *q* = 10 мас.ч.; в) *q* = 20 мас.ч.; г) *q* = 40 мас.ч.; д) *q* = 60 мас.ч.; е) *q* = 80 мас.ч.; є) *q* = 100 мас.ч.; ж) *q* = 120 мас.ч.**

© А.В. Букетов, М.В. Браїло, О.С. Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова

На наступному етапі досліджували поверхню зламу КМ з різним вмістом поліефірної смоли оптичним методом з використанням фотокамери з розширювальною здатністю 13 Mega Pixels при збільшенні в ×2 рази (рис. 3).

Отже, проаналізувавши світлини зламу поверхонь КМ із різним вмістом ПС у комбінованому зв'язувачі стверджували, що отримані попередні результати дослідження фізико-механічних властивостей композитів корелюють із динамікою поширення тріщин при їх руйнуванні. Помітно існування високонапруженого стану композитів за вмісту ПС у кількості q = 10…40 мас.ч. у епоксидному зв'язувачі. Зокрема, яскраво виражена сітка тріщин для КМ з максимальними значеннями модуля пружності, руйнівних напружень при згинанні і ударної в'язкості. Результати дослідження поверхонь зламу свідчать про достовірність отриманих попередньо результатів фізико-механічних досліджень КМ.

Висновки. За отриманими результатами експериментальних досліджень можна констатувати наступне.

1. Доведено, що введення поліефірної смоли в епоксидний олігомер впливає на показники фізико-механічних властивостей епокси-поліефірного композитного матеріалу. Встановлено, що поліпшеними властивостями відрізняються композити за вмісту q = 20 мас.ч. поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL на q = 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. При цьому значення модуля пружності при згинанні становить E = 3,6 ГПа, руйнівних напружень при згинанні – $\sigma_{зг}$ = 50,2 МПа, а ударної в'язкості – W = 8,3 кДж/м^2.

2. Методом оптичної мікроскопії досліджено поверхні зламу композитних матеріалів із різним вмістом поліефірної смоли у епоксидній матриці та доведено, що динаміка поширення тріщин на поверхнях полімерних зразків після їх руйнування корелює із показниками фізико-механічних властивостей. Констатовано існування високонапруженого стану у композитах, що містять поліефірну смолу у кількості q = 10…40 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного зв'язувача. Виявлено наявність вираженого напруженого стану матеріалу за вмісту q = 20 мас.ч. поліефірної смоли Norsodyne O 12335 AL в епоксидному олігомері ЕД-20, при якому отримано максимальні значеннями модуля пружності, руйнівних напружень при згинанні і ударної в'язкості.

Література

1.Chausov, M., Pylypenko, A., Berezin, V., Volyanska, K., Maruschak, P., Hutsaylyuk, V., Markashova, L., Nedoseka, S., & Menou, A. (2018). Influence of dynamic non-equilibrium processes on strength and plasticity of materials of transportation systems. *Transport*, *33*(1), 231-241. https://doi.org/10.3846/16484142.2017.1301549

2.Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие / Кербер М. Л., Виноградов В. М., Головкин Г. С. и др.; под ред. Берлина А. А. – СПб.: Профессия, 2008. – 560 с.

3.Ľ. Dulebová et al., "Analysis of the Mechanical Properties Change of PA6/MMT Nanocomposite System after Ageing", Key Engineering Materials, Vol. 756, pp. 52-59, 2017

4.B. Duleba et al., "Possibility of Increasing the Mechanical Strength of Carbon/Epoxy Composites by Addition of Carbon Nanotubes", Materials Science Forum, Vol. 818, pp. 299-302, 2015.

5.Buketov A. Investigation of thermophysical properties of epoxy nanocomposites / A. Buketov, P. Maruschak, O. Sapronov, M. Brailo, O. Leshchenko, L. Bencheikh & A. Menou // Molecular Crystals and Liquid Crystals. – 2016. – Vol. – 628:1. – P. 167-179. (DOI:10.1080/15421406.2015.1137122)

6. *Mechanical* properties and adhesive behavior of epoxy-graphene nanocomposites / C. Salom, M.G. Prolongo, A. Toribio, A.J. Martínez-Martínez, I. Aguirrede Cárcer and S.G. Prolongo // International Journal of Adhesion and Adhesives. – 2017. https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2017.12.004

7.Buketov A.V. Tribological properties of the epoxy composites filled with dispersed particles and thermoplastics / A.V. Buketov, M.V. Brailo, O.S. Kobel'nyk, O.V. Akimov // Materials Science. – Vol. 52, Number 1. – 2016. – P.25-32. (DOI: 10.1007/s11003-016-9922-4)

8.Яковенко Т. Т. Модифікація ненасиченої поліефірної смоли полімерними додатками / Т. Т. Яковенко, Т. Г. Бабаханова, І. В. Слімаковський // Вісник Національного університету «Львівська політехніка». – 2004. – № 516: Хімія, технологія речовин та їх застосування. – С. 178-181.

9.Букетов А.В. Епоксидні нанокомпозити: монографія / А.В. Букетов, О.О. Сапронов, В.Л. Алексенко. – Херсон: ХДМА, 2015. – 184 с.

10. B. Mehta, Linchon & K. Wadgaonkar, Kunal & Jagtap, Ramanand. (2018). Synthesis and characterization of high bio-based content unsaturated polyester resin for wood coating from itaconic acid: Effect of various reactive diluents as an alternative to styrene. Journal of Dispersion Science and Technology. 1-10. 10.1080/01932691.2018.1480964.

11. Buketov A.V. Tribological properties of epoxy composite materials for marine and river transport / A.V. Buketov, P.O. Maruschak, N.V. Brailo, A.V. Akimov, O.S. Kobelnik, and S.V. Panin // Advanced Materials

© А.В. Букетов, М.В. Браїло, О.С. Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова

with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures 2016 AIP Conf. Proc. Vol. 1783., Tomsk, Russia, 2016. – P. 020020-1–020020-5 (DOI: 10.1063/1.4966313)

12. Buketov A.V. Impact toughness of nanocomposite materials filled with fullerene C60 particles / A.V. Buketov, A.A. Sapronov, N.N. Buketova, M.V. Brailo, P.O. Marushak, S.V. Panin, M.Yu. Amelin // Composites: Mechanics, Computations, Applications: An International Journal. – Vol. 9(2). – 2018. – P. 157–177 (DOI: 10.1615/CompMechComputApplIntJ.v9.i2.30)

13. Nehal A. Salahuddin, Maged El- Kemary and Ebtisam M. Ibrahim, High- performance flexible epoxy/ZnO nanocomposites with enhanced mechanical and thermal properties, Polymer Engineering & Science, 57, 9, (932-946), (2017).

14. Abouzahr S., Wilkes G.L. Structure property studies of polyester- and polyether-based MDI–BD segmented polyurethanes: Effect of one- vs. two-stage polymerization conditions / S. Abouzahr, G.L. Wilkes, // J. Appl. Polym. Sci. – 1984. – Vol. 29. – Issue 9. – pp. 2695–2711. http://dx.doi.org/10.1002/app.1984.070290902

15. Wang H. Mechanical properties of poly(lactic acid) and wheat starch blends with methylenediphenyl diisocyanate / H. Wang, X. Sun, P. Seib. // J. Appl. Polym. Sci. – 2002. – Vol. 84. – pp. 1257–1262. http://dx.doi.org/10.1002/app.10457

16. Brailo M. The Investigation of Tribological Properties of Epoxy-Polyether Composite Materials for Using in the Friction Units of Means of Sea Transport / M. Brailo, A. Buketov, S. Yakushchenko, O. Sapronov, V. Vynar, O. Kobelnik // Materials Performance and Characterization. – Vol. 7. – № 1. – 2018. – pp. 275–299. (https://doi.org/10.1520/MPC20170161)

17. Buketov A. The formulation of epoxy-polyester matrix with improved physical and mechanical properties for restoration of means of sea and river transport / A.V. Buketov, M.V. Brailo, S.V. Yakushchenko, O.O. Sapronov, S.O. Smetankin // Journal of Marine Engineering & Technology. – №. – 2018. – pp. (https://doi.org/10.1080/20464177.2018.1530171)

18. Buketov A. Development of Epoxy-Polyester Composite with Improved Thermophysical Properties for Restoration of Details of Sea and River Transport / A. Buketov, M. Brailo, S. Yakushchenko, A. Sapronova // Advances in Materials Science and Engineering. – Vol. 2018, Article ID 6378782, 6 pages, 2018. (https://doi.org/10.1155/2018/6378782)

19. Buketov A.V. Dynamics of destruction of epoxy composites filled with ultra-dispersed diamond under impact conditions / A.V. Buketov, O.O. Sapronov, M.V.Brailo, P.O. Maruschak, S.V. Yakushchenko, S.V. Panin, V.D. Nigalatiy // Mechanics of Advanced Materials and Structures. – Vol. . – № . – 2018. – pp. . (DOI: 10.1080/15376494.2018.1495788)

20. Браїло М.В. Розроблення епоксиполіефірної матриці з поліпшеними адгезійними властивостями для підвищення надійності експлуатації деталей суднових енергетичних установок / М.В. Браїло // Науковий вісник Херсонської державної морської академії. – 2015. – № 2 (13). – С. 135-140.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© А.В. Букетов, М.В. Браїло, О.С. Кобельник, С.В. Якущенко, А.В. Сапронова

УДК: 667.64:678.026

А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк
Херсонська державна морська академія

ВПЛИВ МОДИФІКАТОРІВ $C_{13}H_{12}CL_2N_2$ ТА $C_{13}H_{14}N_2$ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕПОКСИДНОЇ МАТРИЦІ

Модифікація полімерів є одним з оптимальних засобів для їх характеристик. Даний процес має високий пріоритет в зв'язку з постійно зростаючими потребами сучасної промисловості, а саме із необхідністю вдосконалення існуючих матеріалів для ефективної експлуатації технологічного устаткування у критичних умовах (динамічні навантаження, агресивне середовище тощо).

Досліджено вплив модифікаторів 3,3' - дихлор - 4,4' – діамінодифенілметану (ДХДАФМ) і 4,4 – діамінодифенілметану (ДАФМ) на фізико-механічні властивості епоксидних композитів. Експериментально встановлено наступні максимальні значення даних характеристик при введенні в епоксидний олігомер ЕД-20 модифікатору ДХДАФМ: ударна в'язкість W = 11,9 кДж/м^2 при концентрації q = 0,10 мас.ч., модуль пружності при згинанні E = 3,3 ГПа при q = 2,00 мас.ч., руйнівні напруження при згинанні $\sigma_{зг}$ = 61,8 МПа при q = 0,25 мас.ч. При введенні модифікатору ДАФМ у різних концентраціях були отримані наступні максимальні значення: ударна в'язкість W = 14,8 кДж/м^2 при концентрації q = 1,25 мас.ч., модуль пружності при згинанні E = 2,9 ГПа при q = 2,00 мас.ч., руйнівні напруження при згинанні $\sigma_{зг}$ = 80,5 МПа при q = 0,50 мас.ч. Проведено порівняння ступеня впливу даних модифікаторів на зміну величини фізико-механічних властивостей композитних матеріалів. Відмічено позитивний вплив обох модифікаторів на когезійні властивості епоксидного олігомеру ЕД-20.

Ключові слова: *епоксидний олігомер, модифікатор, фізико-механічні властивості, модуль пружності, руйнівні напруження при згинанні, ударна в'язкість, композитний матеріал.*

А.В. Букетов, В.Г. Кулинич, С.А. Сметанкин, Н.Н. Букетова, В.Н. Яцюк
Херсонская государственна яморская академия

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАТОРОВ $C_{13}H_{12}CL_2N_2$ И $C_{13}H_{14}N_2$ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИДНОЙ МАТРИЦЫ

Модификация полимеров является одним из оптимальных методов изменения их характеристик. Данный процесс обладает высоким приоритетом в связи с постоянно возрастающими потребностями современной промышленности, а именно с необходимостью усовершенствования существующих материалов для эффективной эксплуатации технологического оборудования в критических условиях (динамические нагрузки, агрессивные среды, прочее).

Проведено исследование влияния модификаторов 3,3' - дихлор - 4,4' –диаминодифенилметана (ДХДАФМ) и 4,4 – диаминодифенилметана (ДАФМ) на физико-механические характеристики эпоксидных композитов. Экспериментально установлены следующие максимальные значения данных характеристик при введении в эпоксидный олигомер ЭД-20 модификатора ДХДАФМ: ударная вязкость W = 11,9 кДж/м^2 при концентрации q = 0,10 масс.ч., модуль упругости при изгибе E = 3,3 ГПа при q = 2,00 масс.ч., разрушающие напряжения при изгибе$\sigma_{зг}$ = 61,8 МПа при q = 0,25 масс.ч. При введении модификатора ДАФМ при различных концентрациях были получены следующие максимальные значения: ударная вязкость W = 14,8 кДж/м^2 при концентрации q = 1,25 масс.ч., модуль упругости при изгибе E = 2,9 ГПа при q = 2,00 масс.ч., разрушающие напряжения при изгибе$\sigma_{зг}$ = 80,5 МПа при q = 0,50 масс.ч. Проводили сравнение степени воздействия модификаторов на изменение величины физико-механических характеристик композитных материалов. Отмечено положительное влияние обоих модификаторов на когезионные свойства эпоксидного олигомера ЭД-20.

Ключевые слова: *эпоксидный олигомер, модификатор, физико-механические свойства, модуль упругости, разрушающие напряжения при изгибе, ударная вязкость, композитный материал.*

A.V. Buketov, V.G. Kulinich, S.A. Smetankin, N.N.Buketova, V.M. Yatsuk
Kherson State Maritime Academy

THE MODIFIERS' INFLUENCE $C_{13}H_{12}CL_2N_2$ AND $C_{13}H_{14}N_2$ ON A MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE EPOXY MATRIX

Polymers modification is one of their optimal characteristics and contents alteration's methods. Current process has high priority due to continuous growing modern industry demands, especially with improvement of existing materials for an effective operation of technological facilities in stress conditions (dynamic stresses, severe atmosphere, etc).

The research of modifiers 3,3' - dihlor - 4,4' – diaminodifenylmethan (DXDAFM) i 4,4 –diaminodiphenylpethan (DAFM) influence on epoxy composites' physical-mechanical characteristics performed. The following maximum values of current characteristics were experimentally established during an admission of modifier DXDAFM into epoxy oligomer ED-20: impact strength W = 11,9 kJ/m^2 by proportion q = 0.10 mass.fr., flexural modulus E = 3.3 GPa by proportion q = 2.00 mass. fr., ultimate flexural strength σ_{fl} = 61.8 MPa by proportion q = 0.25 mass.fr. During an admission of modifier DAFM in different proportions the following maximum values were received: impact strength W = 14,8 KJ/m^2 by proportion q = 1.25 mass.fr., flexural modulus E = 2,9 GPa by proportion q = 2.00 mass.fr., ultimate flexural strength σ_{fl} = 80.5 MPa by proportion q = 0.50 mass.fr. The influence quantity comparison of current modifiers on composite materials' physical-mechanical characteristics value alteration was done.Both modifiers positive influence on cohesive characteristics of epoxy oligomer ED-20 was detected.

© А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

Key words: *epoxy oligomer, modifier, physical-mechanical characteristics, flexural modulus, ultimate flexural strength, impact strength, composite material.*

Постановка проблеми. У промисловості постійно використовують різноманітні види полімерних композитних матеріалів (КМ) через широкий спектр їх застосування – від будівництва до військової техніки, від стоматології до авіації,тощо. Всеосяжність даного спектру пояснюється тим, що саме введення модифікаторів у зв'язувач суттєво змінює структуру та характеристики КМ. Важливим фактором при цьому є підсилююча дія даних компонентів у полімерах. Структуроутворення в полімері відбувається через взаємодію активних груп модифікаторів зі зв'язувачем. Саме вищеназвані добавки суттєво підвищують фізико-механічні характеристики новоутворених КМ. Покращення даних властивостей суттєво збільшує міжремонтний ресурс експлуатації деталей устаткування за рахунок підвищення зносостійкості, і, відповідно, покращення економічності.

Аналіз останніх публікацій та досліджень. Епоксидні КМ доцільно використовувати у різних видах промисловості через широкий діапазон поліпшених властивостей (адгезійні, фізико-механічні,теплофізичні, тощо)[1,2]. Сіткова структура композитів формується за допомогою хімічної реакції епоксидних груп із затверджувачами. Підвищення показників фізико-механічних характеристик можливе за допомогою введення модифікаторів різної природи за оптимального вмісту[3]. Використання таких композитів останнім часом призвело до суттєвого зменшення обсягу використання основних конструкційних матеріалів, таких як залізобетон, метал і дерево на сучасному ринку промисловості[4-12]. Епоксидно-діановий олігомер ЕД-20 та твердник поліетіленполіамін ПЕПА перспективні для розробки полімерних композитів з покращеними властивостями, особливо при додаванні модифікаторів різної природи [7, 8]. Крім того, слід виокремити їх відносно низьку собівартість і розповсюдженість.

Мета роботи – дослідити вплив модифікаторів ДХДАФМ($C_{13}H_{12}Cl_2N_2$) і ДАФМ($C_{13}H_{14}N_2$) на фізико-механічні властивості епоксидної матриці, вибрати оптимальний модифікатор за критичного вмісту для формування покриттів з покращеними когезійними властивостями.

Матеріали та методика досліджень. Як основний компонент для зв'язувача при формуванні епоксидних КМ вибрано епоксидний діановий оліґомер марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), який характеризується високою адгезійною та когезійною міцністю, незначною усадкою і технологічністю при нанесенні на поверхні складного профілю.

Як модифікатори використано 3,3' - дихлор - 4,4' – диамінодифенілметан(ДХДАФМ) і 4,4-диамінодифенілметан **(**ДАФМ). Модифікатори вводили у зв'язувач за вмісту від 0,10 до 2,00 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20 (тут і далі за текстом мас. ч. наводять на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20). Молекулярна формула модифікатора ДХДАФМ:$C_{13}H_{12}Cl_2N_2$. Молекулярна формула модифікатора ДАФМ: $C_{13}H_{14}N_2$. Структурні формули модифікаторів наведено на рис. 2, рис. 3.

Для зшивання епоксидних композицій використовувався твердник поліетиленполіамін ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78) (рис. 3), який дозволяє затверджувати матеріали при кімнатних температурах. Відомо, що ПЕПА є низькомолекулярною речовиною, яка складається з таких взаємозв'язаних компонентів: $[-CH_2-CH_2-NH-]_n$ [5, 7]. Різні стадії зшивання моделювали і досліджували при введенні твердника у композицію із вмістом 10 мас.ч.на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20 з метою визначення оптимального для відповідних характеристик співвідношення компонентів у системі «зв'язувач – модифікатор». Характеристики епоксидного діанового олігомеру, модифікаторів ітвердника наведено у табл.1.

Таблиця 1

Характеристики компонентів епоксидного зв'язувача

Характеристики	Епоксидний олігомер ЕД - 20	Модифікатор ДХДАФМ	Модифікатор ДАФМ	Твердник ПЕПА
Молекулярна маса	340	267,15738	198,26366	215…258
Вміст епоксидних груп, %	20,0…22,5	–	–	–
Вміст гідроксильних груп, %	1,25	–	–	–
Вміст водню, % (Н)	–	4,53	7,12	–

© А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

Вміст азоту, % (N)	–	10,49	14,13	19,5…22,0
Вміст вуглецю, % (C)	–	58,45	78,75	–
Вміст хлору, % (Cl)	–	26,54	–	–
В'язкість, η, Па·с	13…20	–	–	0,9
Густина, ρ, г/см^3	1,160	–	–	1,050

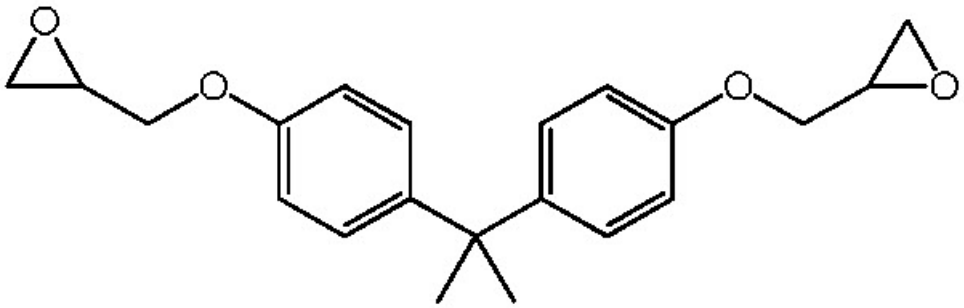


*Рис.1.***Структурна формула фрагменту епоксидного діанового олігомеру ЕД-20[11]**

Епоксидний зв'язувач формували за такою технологією: дозування компонентів, підігрівання епоксидної смоли марки ЕД-20 до температури $T = 353…373$ К, витримка смоли при даній температурі впродовж часу $t = 15…20$ хв, гідродинамічне суміщення епоксидної смоли і модифікатора впродовж часу $t = 8…10$ хв, охолодження суміші впродовж часу $t = 50…60$ хв до кімнатної температури, введення твердника (ПЕПА), витримування композиції на повітрі впродовж часу $t = 12 \pm 0{,}1$ год, підігрівання композиції до температури $T = 393 \pm 2$ К і її витримування при даній температурі впродовж часу $t = 2 \pm 0{,}1$ год, охолодження композиції і її витримування на повітрі впродовж часу $t = 24 \pm 0{,}1$ год.

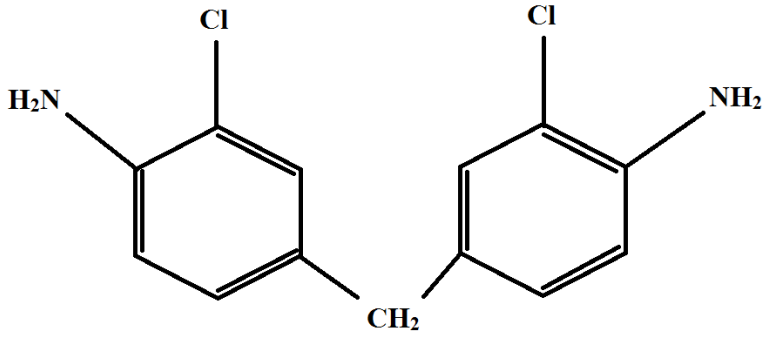


*Рис.2.***Структурна формула модифікатора ДХДАФМ ($C_{13}H_{12}Cl_2N_2$)**

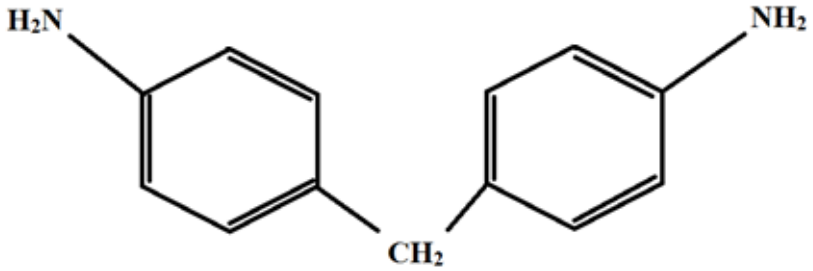


Рис.3. **Структурна формула модифікатора ДАФМ ($C_{13}H_{14}N_2$)**

© А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

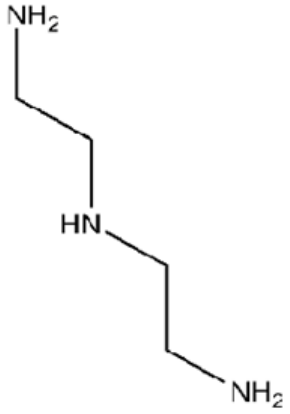


Рис. 4. **Структурна формула твердника ПЕПА [11]**

Руйнівні напруження і модуль пружності КМ при згинанні визначали згідно ГОСТ 4648-71 і ГОСТ 9550-81 відповідно. Параметри зразків: довжина $l = 120 \pm 2$ мм, ширина $b = 15 \pm 0{,}5$ мм, висота $h = 10 \pm 0{,}5$ мм.

Ударну в'язкість визначали за методом Шарпі відповідно до ГОСТ 4647-80 на маятниковому копрі МК-30 за температури $T = 298 \pm 2$ К і відносній вологості $d = 50 \pm 5\%$. Використовували зразки з розмірами: $(63{,}5 \times 12{,}7 \times 12{,}7) \pm 0{,}5$ мм.

Відхилення значень при дослідженнях показників фізико-механічних властивостей КМ становило 4…6 % від номінального.

Результати експериментів та їх обговорення. Визначення оптимальної концентрації модифікаторів ДХДАФМ і ДАФМ в епоксидній матриці проводили припорівняльному аналізі даних, отриманих внаслідок результатів випробувань руйнівних напружень при згинанні ($\sigma_{зг}$, МПа), модуля пружності при згинанні(E,ГПа) та ударної в'язкості (W, кДж/м^2).

Під час попередніх випробувань встановлено показники фізико-механічних характеристик немодифікованої епоксидної матриці на основі олігомеру ЕД-20, які при вищенаведених режимах зшивання становлять: ударна в'язкість $W = 7{,}4$ кДж/м^2, модуль пружності при згинанні $E = 2{,}8$ ГПа, руйнівні напруження при згинанні $\sigma_{зг} = 48{,}0$ МПа.

Випробування когезійних властивостей КМ показує (рис. 5, крива 1), що введення до епоксидного олігомеру модифікатора ДХДАФМ за незначної кількості($q = 0{,}10…0{,}50$ мас.ч.) майже не впливає на модуль пружності матеріалів – показники даної характеристики майже не змінюються і знаходяться в межах похибки експерименту $E = 2{,}8…2{,}9$ ГПа. Введення модифікатора у кількості $q = 1{,}00...1{,}25$ мас.ч. призводить до несуттєвого зменшення модуля пружності матеріалів від$E = 2{,}9$ Гпа до $E = 2{,}7$ ГПа. Подальше додавання ДХДАФМ за вмісту $q = 1{,}50….2{,}00$ мас.ч. забезпечує монотонне підвищення величини модуля пружності КМ. При цьому максимум модуля пружності при згинанні ($E = 3{,}3$ ГПа) спостерігали для КМ із вмістом добавки у кількості $q = 2{,}00$ мас.ч. Отже, можна стверджувати, що суттєвого впливу даного модифікаторана покращення показників модуля пружності при згинанні епоксидних КМ не виявлено.

© А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

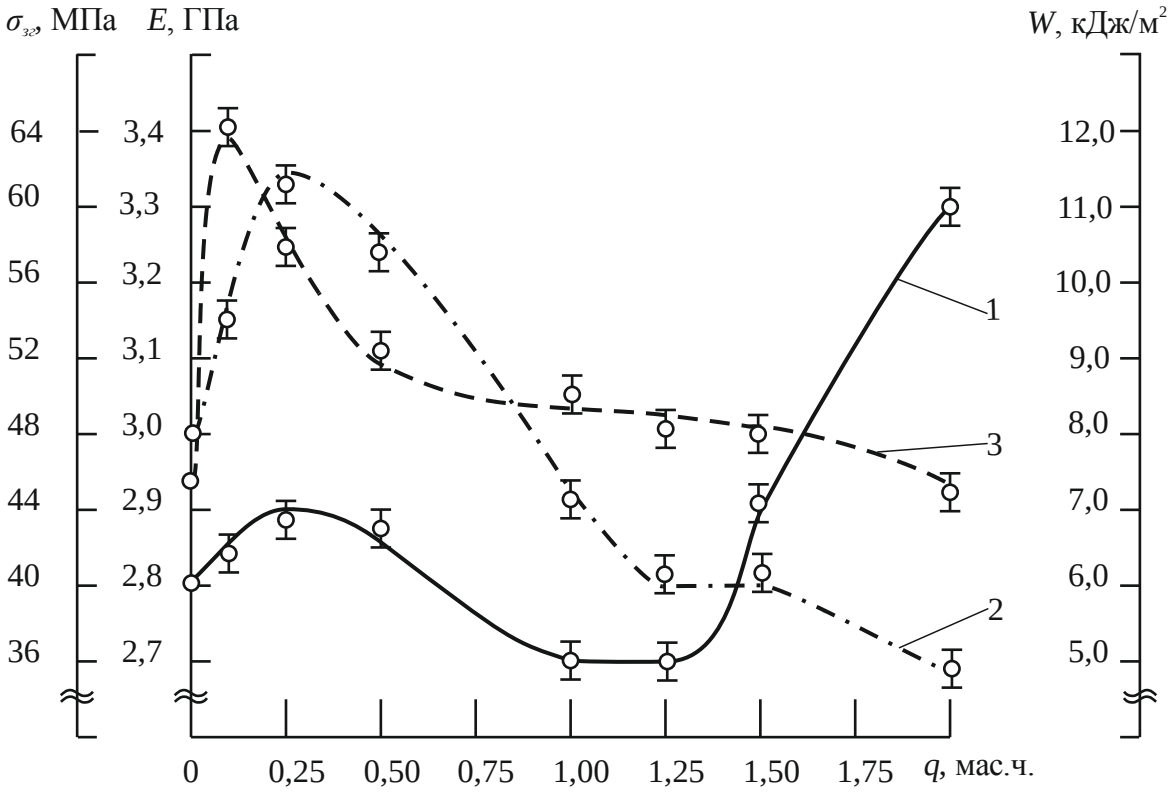


Рис. 5. **Вплив модифікатора ДХДАФМ на фізико-механічні властивості матриці: 1 – модуль пружності при згинанні (*E*); 2 – руйнівні напруження при згинанні ($\sigma_{зг}$); 3 – ударна в'язкість (*W*)**

Наступним еапом було проведення дослідження руйнівних напружень при згинанні модифікованих КМ. Показано (рис. 5,крива 2), що введення ДХДАФМ у епоксидний олігомер ЕД-20 за незначної концентрації –*q* = 0,10…0,50 мас.ч. забезпечує формування КМ із покращеними когезійними властивостями. При цьому максимум ($\sigma_{зг}$ = 61,8 МПа) на кривій залежності «$\sigma_{зг}$ – *q*» спостерігали для композитів із вмістом модифікатора у кількості *q* = 0,25 мас.ч. Надалі введення добавки у кількості *q* = 1,00...2,00 мас.ч. призводить до зниження значень руйнівних напружень, причому мінімальні характеристики ($\sigma_{зг}$ = 35,8 МПа) спостерігали для КМ з кількістю модифікатора –*q* = 2,00 мас.ч. Таким чином залежно від вмісту модифікатора спостерігали антибатну кореляцію показників фізико-механічних характеристик КМ: модуля пружності та руйнівних напружень при згинанні відповідно.

Надалі проводили випробування ударної в'язкості КМ, модифікованих ДХДАФМ. Експериментально встановлено(рис. 5, крива 3), що введення модифікатора ДХДАФМ у кількості *q* = 0,10 мас.ч. підвищує ударну в'язкість КМ до максимуму від *W* = 7,4 кДж/м^{2}до *W* = 11,9 кДж/м^2. Подальше додавання модифікатора у кількості *q* = 0,25...2,00 мас.ч. призводить до монотонного зниження поглинання механічної енергії матеріалами у процесі ударних навантажень, досягаючи мінімального значення – *W* = 7,4 кДж/м^2, характерного для композиту із вмістом ДХДАФМ – *q* = 2,00 мас.ч. Даний мінімум є ідентичним за значенням ударної в'язкості немодифікованої матриці. Додатковим підтвердженням достовірності проведеного експерименту є наявність антибатної кореляції показників на кривих «*E* – *q*»і «*W* – *q*». Зокрема, при концентрації *q* = 2,00 мас.ч. спостерігали максимальне значення модуля пружності та мінімальне значення ударної в'язкості КМ. Відмітимо наявність симбатної кореляції значень на кривих «*E* – *q*»,«$\sigma_{зг}$ – *q*» і «*W* – *q*»у діапазоні концентрацій *q* = 0,25...1,25 мас.ч., при якому значення усіх трьох показників монотонно знижуються.

Спираючись на отримані результати, обрано дві оптимальні концентрації модифікатора ДХДАФМ в епоксидному олігомері ЕД-20 –*q* = 0,25 мас.ч. та *q* = 0,50 мас.ч. Введення добавки за такого вмісту забезпечує формування КМз поліпшеними когезійними властивостями (табл. 2).

© А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

Таблиця 2

Фізико-механічні характеристики КМ з оптимальною концентрацією модифікатора ДХДАФМ

Вміст модифікатора ДХДАФМ	Модуль пружності при згинанні, E, ГПа	Руйнівні напруження при згинанні, $\sigma_{зг}$, МПа	Ударна в'язкість, W, кДж/м^2
Немодифікована матриця	2,8	48	7,4
0,25	2,9	61,8	10,5
0,50	2,9	56,5	8,9

Надалі проводили аналогічні випробування когезійних характеристик КМ при додаванні в епоксидний олігомер ЕД-20 модифікатора ДАФМ. Показано (рис. 6, крива 1), що введення у епоксидний зв'язувач модифікатораза незначного вмісту (q = 0,10…0,25 мас.ч.) призводить до зменшення значень модуля пружності від E = 2,8 Гпа до E = 2,6 ГПа(при q = 0,25 мас.ч.). Подальше введення ДАФМ у кількості q = 0,50…2,00 мас.ч. забезпечує монотонне підвищення показників модуля пружності при згинанні КМ. При цьому максимальне значення (E = 2,9 ГПа)отримали для композиту із вмістом добавки у кількості q = 2,00 мас.ч. Можна стверджувати, що введення модифікатора у досліджуваному діапазоні концентрацій практично не впливає на модуль пружності епоксидної матриці.

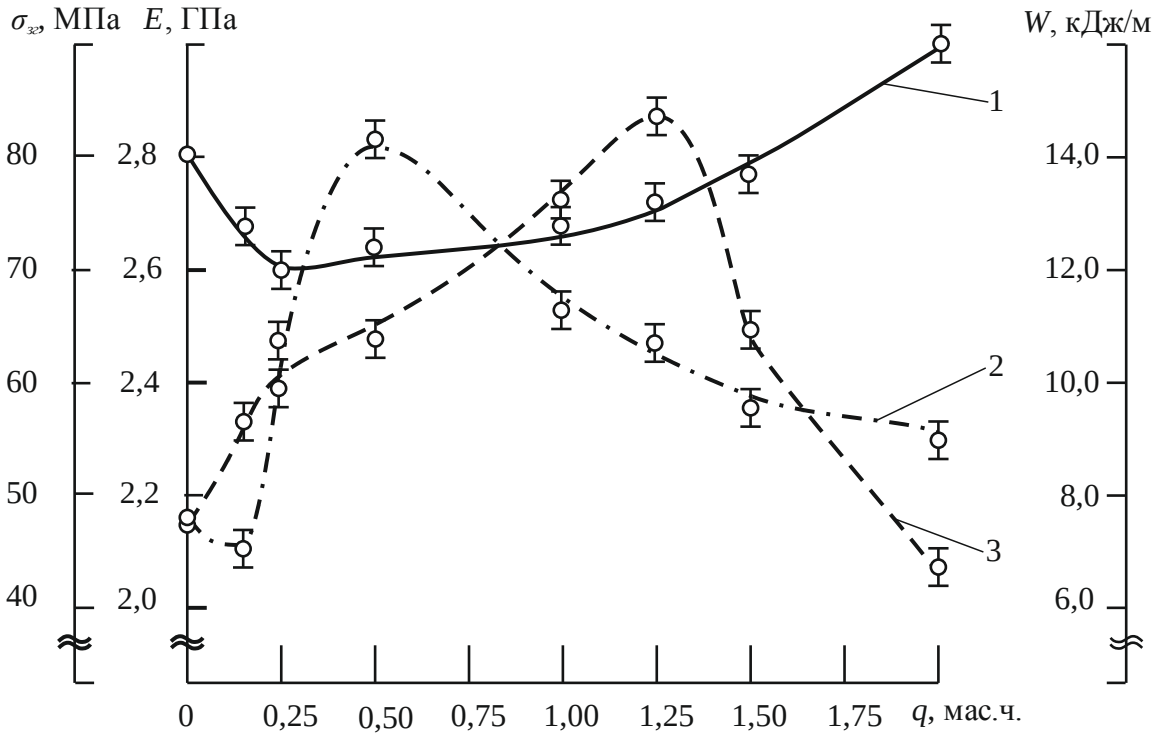


Рис. 6. **Вплив модифікатора ДАФМ на фізико-механічні властивості матриці: 1 – модуль пружності при згинанні (E); 2 – руйнівні напруження при згинанні ($\sigma_{зг}$); 3 – ударна в'язкість (W)**

При дослідження руйнівних напружень при згинанні модифікованих КМ можна констатувати наступне. За незначної концентрації добавки (q = 0,10 мас.ч.) спостерігали зменшення показників від $\sigma_{зг}$ = 48,0 МПа (для вихідної епоксидної матриці) до $\sigma_{зг}$ = 45,5 МПа (рис. 6, крива 2). Подальше введення модифікатора у кількості q = 0,25…0,50 мас.ч. забезпечує суттєве підвищення значень руйнівних напружень до $\sigma_{зг}$ = 61,0…80,5 МПа, причому максимум ($\sigma_{зг}$ = 80,5 МПа) на кривій залежності «$\sigma_{зг}$ - q» спостерігали для КМ із вмістом добавки – q = 0,50 мас.ч. Зазначимо, що дане значення суттєво перевищує показник руйнівних напружень немодифікованої епоксидноїматриці на основі олігомеру ЕД-20.Припускали, що суттєве поліпшення когезійних властивостей КМ за оптимального вмісту модифікатора зумовлено значною активністю до взаємодії аміногруп (NH_2) модифікатора з боковими групами епоксидного

олігомеру. У цьому випадку формується розгалужена сітка полімеру з великим міжмолекулярним розподілом, що поліпшує пружні властивості розробленого матеріалу. Надалі збільшення кількості ДАФМ призводить до монотонного зниження руйнівних напружень композитів до $\sigma_{зг}$ = 55,8 МПа за вмісту модифікатора у кількості q = 2,00 мас.ч.

Результати дослідження впливу модифікатора ДАФМ на ударну в'язкість отриманих матеріалів довели наступне. Навіть при мінімальному вмісті добавки (q = 0,10 мас.ч.) ударна в'язкість КМ збільшується від W = 7,4кДж/м^{2}до W = 9,1 кДж/м^2(рис. 6, крива 3). Подальше збільшення концентрації ДАФМ у діапазоні q = 0,25…1,25 мас.ч. забезпечує підвищення ударної в'язкості КМ до W = 10,1…14,8 кДж/м^2. Надалі збільшення вмісту добавки (q = 1,50…2,00 мас.ч.)призводить до суттєво погіршення показників ударної в'язкості до W = 6,4 кДж/м^2. Таким чином спостерігали антибатну кореляцію показників на кривих «E – q»та«W–q», де максимум модуля пружності співпадає із мінімумом ударної в'язкості. Додатково виявлено симбатну кореляцію показників руйнівних напружень при згинанні і ударної в'язкості, де присутнє синхронне збільшення показників властивостей КМ за вмісту добавки – q = 0,10…0,50 мас.ч.і їх зменшення за вмісту ДАФМ– q = 1,25…2,00 мас.ч. відповідно.

Виходячи з наведених вище результатів дослідження, обрано дві оптимальні концентрації модифікатора ДАФМ в епоксидному олігомері ЕД-20 – q = 0,50 мас.ч. та q = 1,00 мас.ч. Введення добавки за такого вмісту забезпечує формування КМз поліпшеними когезійними властивостями (табл.3).

Таблиця 3

Фізико-механічні характеристики КМ з оптимальною концентрацією модифікатора ДАФМ

Вміст модифікатора ДАФМ	Модуль пружності при згинанні, E, ГПа	Руйнівні напруження при згинанні, $\sigma_{зг}$, МПа	Ударна в'язкість, W, кДж/м^2
Немодифікована матриця	2,8	48,0	7,4
0,50	2,6	80,5	11,0
1,00	2,7	61,8	12,8

Для вибору кращого з двох модифікаторів проведено порівняльний аналіз властивостей розроблених епоксикомпозитів (табл. 4).

Після проведеного порівняння властивостей КМ з оптимальними концентраціями обох модифікаторів зробили припущення, що наявність атомів хлору у модифікаторі ДХДАФМ ($C_{13}H_{12}Cl_2N_2$) призводить до незначного послаблення хімічних та фізичних зв'язків у структурній сітці полімеру. Це позначається на когезійних характеристиках новоутворених композитних матеріалів. Припускали, що вагомою причиною суттєвого підвищення когезійних властивостей утворених КМ є наявність аміногруп, ідентичних до існуючих у епоксидного олігомеру і твердника ПЕПА. Вважали, що введення модифікатора в даних пропорціях приводить до утворення фізико-хімічних реакцій, утворюючих поєднання структурних сіток модифікатора та олігомеру, що, у свою чергу, приводить до збільшення густини просторової сітки матриці у цілому. Як наслідок, міцність матеріалу суттєво збільшується через рівномірне розподілення концентраторів напруг у об'ємі композиту за критичного вмісту модифікатора. Подальше збільшення концентрації добавок поступово перевантажує реакційну систему у консолідації утворення реакційноздатних груп, і, як наслідок, хаотично розташовує новоутворені концентратори напруг по усьому об'єму КМ. Це призводить до неповного зшивання макромолекул компонентів у гомогенній системі.

Таблиця 4

Фізико-механічні властивості КМ з модифікаторами ДХДАФМ і ДАФМ за оптимального вмісту

Критерій порівняння	Концентрація модифікатора, q, мас.ч.		
	0,25	**0,50**	**1,00**
Модуль пружності при згинанні КМ, модифікованих ДХДАФМ, E, ГПа	2,9	2,9	2,7
Модуль пружності при згинанні КМ, модифікованих ДАФМ, E, ГПа	2,6	2,6	2,7
Руйнівні напруження при згинанні КМ,	61,8	56,5	44,8

© А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

модифікованих ДХДАФМ, $\sigma_{зг}$, МПа			
Руйнівні напруження при згинанні КМ, модифікованих ДАФМ, $\sigma_{зг}$, МПа	61,0	80,5	67,8
Ударна в'язкість КМ, модифікованих ДХДАФМ, W, кДж/м^2	10,5	8,9	8,3
Ударна в'язкість КМ, модифікованих ДАФМ, W, кДж/м^2	10,1	11,0	12,8

Висновки. Спираючись на порівняльний аналіз результатів, отриманих внаслідок проведення експериментів для визначення оптимальної концентрації модифікаторів ДХДАФМ і ДАФМ, та з метою створення композитних матеріалів з покращеними когезійними властивостями встановлено наступне.

1. Введення модифікатора3,3' - дихлор - 4,4' –диамінодифенілметанув епоксидний олігомер ЕД-20 є критичним при концентрації q = 0,25 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. У цьому випадку формується матеріал з покращеними фізико-механічними властивостями порівняно з вихідною (ненаповненою) епоксидною матрицею:модуль пружності при згинанні зростає від E = 2,8 ГПа до E = 2,9 ГПа, руйнівні напруження при згинанні від $\sigma_{зг}$ = 48,0 МПа до $\sigma_{зг}$ = 61,8 МПа, а ударна в'язкість від W = 7,4 кДж/м^2 до W = 10,5 кДж/м^2;

2. Введення модифікатора 3,3' - дихлор - 4,4' –диамінодифенілметану в епоксидний олігомер ЕД-20 є додатково критичним при концентрації q = 0,50 мас.ч.на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. У цьому випадку формується матеріал з покращеними фізико-механічними властивостями порівняно з вихідною (ненаповненою) епоксидною матрицею: модуль пружності при згинанні зростає від E = 2,8 ГПа до E = 2,9 ГПа, руйнівні напруження при згинанні від $\sigma_{зг}$ = 48,0 МПа до $\sigma_{зг}$ = 56,5 МПа, а ударна в'язкість від W = 7,4 кДж/м^2 до W = 8,9 кДж/м^2;

3. Введення модифікатора 4,4-диамінодифенілметануу епоксидний олігомер ЕД-20 є критичним при концентрації q = 0,50 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. У цьому випадку формується матеріал з покращеними фізико-механічними властивостями порівняно з вихідною (ненаповненою) епоксидною матрицею: модуль пружності при згинанні при цьому зменшується від E = 2,8 ГПа до E = 2,6 ГПа, однак руйнівні напруження при згинанні збільшуються від $\sigma_{зг}$ = 48,0 МПа до $\sigma_{зг}$ = 80,5 МПа, а ударна в'язкість від W = 7,4 кДж/м^2 до W = 11,0 кДж/м^2;

4. Введення модифікатора 4,4-диамінодифенілметануу епоксидний олігомер ЕД-20 є додатково критичним при концентрації q = 1,00 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. У цьому випадку формується матеріал з покращеними фізико-механічними властивостями порівняно з вихідною (ненаповненою) епоксидною матрицею: модуль пружності при згинанні при цьому зменшується від E = 2,8 ГПа до E = 2,7 ГПа, однак руйнівні напруження при згинанні збільшуються від $\sigma_{зг}$ = 48,0 МПа до $\sigma_{зг}$ = 67,8 МПа, а ударна в'язкість від W = 7,4 кДж/м^2 до W = 12,8 кДж/м^2.

Література

1. Чернин И.З. Эпоксидные полимеры и композиции / И.З. Чернин, Ф.М. Смехов, Ю.В. Жердев. – М.: Химия, 1982. – 232 с.

2. Тхір І.Г. Фізико-хімія полімерів: навч. посібник/ І.Г. Тхір, Т.В. Гуменецький. – Львів: Вид. нац. універ. «Львівська політехніка», 2005. – 240 с.

3. Букетов, А.В. Исследование влияния 1,4-бис(N,N-диметилдитиокарбамато) бензена на механические свойства епоксидной матрицы/ А.В. Букетов, А.А. Сапронов, В.М. Яцюк, Б.Д. Грищук, В.С Барановский // Пластические массы. – 2014. – № 3-4. – С. 26-34.

4. Букетов, А.В. Исследование влияния модификатора 4,4'-метиленбис(4,1-фенилен)бис(N,N-диэтилдитиокарбамата) на структуру и свойства эпоксидной матрицы [Текст] / А.В. Букетов, А.А. Сапронов, В.Н. Яцюк, В.О. Скирденко // Пластические массы. – 2014. – № 7-8. – С. 9-16.

5. Михайлин, Ю.А. Специальные полимерные композиционные материалы/ Ю.А.Михайлин. – С-Пб.: Научные основы и технологии, 2009. – 660 с.

6. Богданова, Ю.Г. Адгезия и ее роль в обеспечении прочности полимерных композитов / Ю.Г. Богданова. – М.: Научно-образовательный центр по нанотехнологиям, 2010. – 68 с.

7. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие для вузов по специальности «Технология перераб. пласт. масс и эластомеров» / Кербер М. Л. и др.; подобщ. ред. Берлина А.А. – СПб.: Профессия, 2008. – 557 с.

© А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

8. Букетов, А.В. Исследование физико-механических свойств композитных материалов на основе эпоксидиановой смолы, отвержденной полиэтиленполиамином, с добавлением пластификатора-антипиренатрихлорэтилфосфата / А.В. Букетов, А.В. Акимов, Д.А. Зинченко // Вісник Хмельницького національного університету. Технічні науки. - 2015.- № 5. - С. 126-134.

9. Букетов А.В. Захисні епоксикомпозитні покриття з поліпшеними антикорозійними властивостями і зносостійкістю / А.В.Букетов, М.Ю.Амелін, О.М.Безбах, Р.Ю.Негруца// Вісник ХНТУ. – 2018. - № 2 (65). – С. 11-18.

10. Букетов А.В. Вплив модифікатора 4-амінобензойної кислоти на фізико-механічні властивості епоксидних композитних матеріалів / А.В.Букетов, А.Г.Кулініч, В.М.Гусєв, С.О.Сметанкін, В.М.Яцюк// Вісник ХНТУ. – 2018. - № 2 (65). – С. 19-26.

11. Brailo M. The investigation of tribological properties of epoxy-polyethercomposite materials for using in the friction units of means of seatransport / M. Brailo, A. Buketov, S. Yakushchenko, O. Sapronov, V. Vynar, O. Kobelnik // Materials performance and characterization. – V. 7. – N. 1. – 2018. –P. 275–299. (doi:10.1520/MPC20170161 / availableonline atwww.astm.org).

12. Букетов А.В. Прочность сцепления при отрыве и сдвиге эпоксидных нанокомпозитных покрытий, наполеннных ультрадисперсным алмазом / А.В.Букетов, Н.А.Долгов, А.А.Сапронов, В.Д. Нигалатий // Проблемы прочности. – 2018. – №3. – С.71-78.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© А.В. Букетов, В.Г. Кулініч, С.А. Сметанкін, Н.М. Букетова, В.М. Яцюк

УДК 621.798, 656.073.235

Б.П. Валецький
Луцький національний технічний університет, Україна

МЕХАНОТРОНІКА СКЛАДУ

У цій статті аналізуються питання автоматизованої побудови складів. Алгоритм програми розраховує площу складського приміщення та всі його розміри, полегшує та прискорює процес обчислень складських приміщень у сотні разів. Характеристика систем складування і розміщення запасів, ефективність логістичної системи залежить не тільки від вдосконалення та інтенсивності промислового і транспортного виробництва, але і складського господарства. Режим підбирання у реальному часі, дасть змогу обрати будь-який спосіб розташування, та задовольнити усі необхідні вимоги відповідно, додатково експортувавши результати обрахунків, та графічне креслення, з подальшою його обробкою та реалізацією для технічної документації складського приміщення.

Ключові слова: *контейнер, штабель, склад, палета, ємність.*

B. Valetsky
Lutsk National Technical University, Ukraine

MECHANOTRONICS OF THE WAREHOUSE

This article analyzes the issues of automated construction warehouse. The algorithm of the program calculates the area of the warehouse and all its dimensions, facilitates and accelerates the process of calculating the storage space hundreds of times. Characteristics of storage and distribution systems, the efficiency of the logistics system depends not only on the improvement and intensity of industrial and transport production, but also on warehousing. The real-time picking mode will allow you to choose any layout, and satisfy all the required requirements accordingly, additionally exporting the results of the calculation, and the graphical drawing, with its further processing and implementation for the technical documentation of the warehouse.

Key words: *container, stack, warehouse, pallet, capacity.*

Б.П. Валецкий
Луцкий национальный технический университет, Украина

МЕХАНОТРОНИКА СКЛАДА

В этой статье анализируются вопросы автоматизированного построения складов. Алгоритм программы способен рассчитывает площадь складского помещения и все его размеры, облегчает и ускоряет процесс вычислений складских помещений в сотни раз. Характеристика систем складирования и размещения запасов, эффективность логистической системы зависит не только от совершенствования и интенсивности промышленного и транспортного производства, но и от складского хозяйства. Режим подбора в реальном времени, позволит выбрать любой способ расположения, и удовлетворить все необходимые требования соответственно, дополнительно экспортировав результаты вычислений, и графическое чертежи, с последующей его обработкой и реализацией для технической документации построения складского помещения.

Ключевые слова: *контейнер, штабель, состав, паллета, емкость.*

Постановка проблеми. В даний час роль і значення складських комплексів в економічних відносинах зросли. Доступ до складських потужностей і останнім новаціям в даній галузі - важлива складова конкурентної боротьби між виробниками, оптовими і роздрібними торговими посередниками в бажанні доставити товар до кінцевого споживача з найменшими витратами, але отримати при цьому найбільший прибуток.

Склад є найважливішим компонентом будь-якого процесу постачання, оскільки він виступає сполучною ланкою між постачальником і споживачем. При цьому постачання можна визначити як глобальну мережу, яка використовується для просування товарів (послуг) від джерел їх виникнення до кінцевого споживача за допомогою потоків інформації, фізичного розподілу та грошових засобів.

Сьогодні функціонування як виробничих, так і торгових компаній при відсутності запасів практично неможливо. Однак слід зазначити, що запаси - це виключені з обороту грошові кошти, яких завжди катастрофічно не вистачає будь-якої компанії. У зв'язку з цим виникає необхідність формування та підтримки оптимального рівня запасів.

В умовах швидкозростаючої конкуренції компанії змушені постійно вдосконалювати методи, спрямовані на проектування та управління складом, підвищувати його продуктивність, а також рівень обслуговування клієнтів. Зростання попиту на високий рівень обслуговування призводить до необхідності підвищення швидкості і точності інвентаризації, своєчасного обслуговування поставки, можливості виконання індивідуального замовлення, надання гнучкого сервісу з доданою вартістю і здатності реагувати на спеціальні запити клієнтів.

© Б.П. Валецький

Актуальність обраної теми обґрунтована тим, що правильний вибір розрахунку параметрів складу дозволяє значно знизити витрати на зберігання, що в свою чергу дозволить збільшити рентабельність та прибутковість.

Характеристика систем складування і розміщення запасів, ефективність логістичної системи залежить не тільки від вдосконалення та інтенсивності промислового і транспортного виробництва, але і складського господарства.

Складське господарство сприяє: збереженню якості продукції, матеріалів, сировини; підвищенню ритмічності і організованості виробництва і роботи транспорту; поліпшення використання територій підприємств; зниження простоїв транспортних засобів і транспортних витрат; вивільненню працівників від непродуктивних вантажно-розвантажувальних і складських робіт для використання їх в основному виробництві.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Відомо, що важливим етапом технологічного проектування складу є визначення типології складських приміщень [1]. Вихідними умовами для вирішення цього завдання слугують такі фактори: товарна спеціалізація, структура та чисельність адміністративно-управлінського персоналу, рівень механізації робіт, потреба в санітарно-технічних, електротехнічних та інших інженерних спорудах, обладнанні та комунікаціях.

Площі на товарних складах, зазвичай, поділяються на приміщення основного виробничого призначення і допоміжні. Перші використовуються для виконання основних технологічних операцій, зокрема, для зберігання товарів, експедиції і переробки. Допоміжні приміщення призначені для зберігання тари, розміщення інженерних пристроїв і комунікацій, а також різних служб тощо. Під час проектування складу необхідно враховувати функції, які виконують різні зони, вміти оптимізувати їх параметри і місця розташування, визначати ефективність роботи.

Для створення максимально ефективного складу необхідне якісне проектування складських стелажів[2]. Це надто складний процес, що вимагає професійного підходу до розроблення (досвідчений персонал, вимірювальна техніка, спеціальні комп'ютерні програми, знання в сфері складської логістики тощо). Від якості виконаного проекту залежить не тільки ефективність роботи складу, але й насамперед надійність, безпеки і термін служби стелажів. Тому важливо обрати виконавця з високою кваліфікацією і великим досвідом проектування стелажних систем.

Є багато приватних компаній які надаю весь комплекс послуг з проектування складських стелажних систем: виїзд кваліфікованих технічних фахівців для консультацій та виконання замірів, подальша розробка, узгодження проекту і монтаж стелажних систем. Ми виконуємо проектування стелажів будь-яких типів і складності, в точній відповідності поставленим завданням, з дотриманням всіх норм та індивідуальних вимог чи побажань замовника. Наші проекти максимально продумані для оптимального використання корисної площі і обсягу приміщення.

Після проектування застосовують інноваційний підхід - систему управління складом (англ. Warehouse Management System). Система управління складом (WMS) являє собою програмний додаток, яке спеціалізується на оптимізації, часткової автоматизації та підтримки повсякденних операцій в межах складу. При цьому WMS-системи можуть бути як частиною ERP-системи (англ. Enterprise Resource Planning), так і автономними, що включають в себе складні AIDC- технології. Система WMS здійснює збір, зберігання і передачу інформації, яка необхідна для ефективного управління матеріальним потоком всередині складу, контролює рух матеріалів в межах складу, виробляє точний і своєчасний облік всіх товарів шляхом реєстрації складських операцій і оптимізує запаси за допомогою постійного контролю інформації про їх стан[3].

Постановка завдань. Метою написання даної роботи є аналіз і розрахунок параметрів складського господарства та автоматизований їх розрахунок. Складування продукції необхідно в зв'язку з наявними коливаннями циклів виробництва, транспортувань і її споживання. Склади різних типів можуть створюватися на початку, середині і наприкінці транспортних вантажопотоків або виробничих процесів для тимчасового накопичення вантажів і своєчасного постачання виробництва матеріалами в потрібних кількостях. Тимчасове складування (нагромадження) продукції обумовлено характером виробництва і транспорту.

Початковими умовами для визначення номенклатури складів служать такі чинники, як:

- товарна спеціалізація;
- рівень механізації робіт;
- потреба в санітарно-технічних, електротехнічних і інших інженерних спорудах, пристроях і комунікаціях, а також ряд інших чинників.

Залежно від призначення усі приміщення складу поділяються на:

- технологічні приміщення;
- підсобні приміщення;
- адміністративно-побутові приміщення.
- До основних вимог технологічного планування складів відносяться наступні:
- максимально використовувати складські площі і об'єми;
- забезпечувати відповідність ширини проходів між технологічним устаткуванням технічним характеристикам використовуваних механізмів;
- мати центральні проходи, що забезпечують вільний поворот в них підлогових підйомно-транспортних засобів і зустрічний їх рух;
- розташовувати ділянки приймання з того боку складу, звідки відбувається основне надходження товарів, а ділянки комплектування з того боку складу, звідки виконується основне відвантаження товарів;
- рух вантажопотоків має бути організований з таким розрахунком, щоб зустрічні перевезення були зведені до мінімуму (за винятком складів з поєднаними ділянками приймання і відвантаження вантажів);
- враховувати дотримання правил охорони праці, техніку безпеки і протипожежної безпеки.

Викладення основного матеріалу. Алгоритм вбудований у програму розраховує площу складського приміщення, усі його розміри (довжину, ширину, висоту) враховуючи усі введені користувачем величини та розміри, також передбачений розрахунок колон при їх необхідності. При старті нових розрахунків у всіх комірках за замовчуванням введені стандартизовані дані для прикладу. Усі значення корегуються довільно, деякі змінювати не рекомендується. При введені стандартизованих розмірів палети, та залишення деяких даних без змін - розміри стелажа (секції) також будуть стандартизованими. Порядок розрахунку представлений на рис. 1.

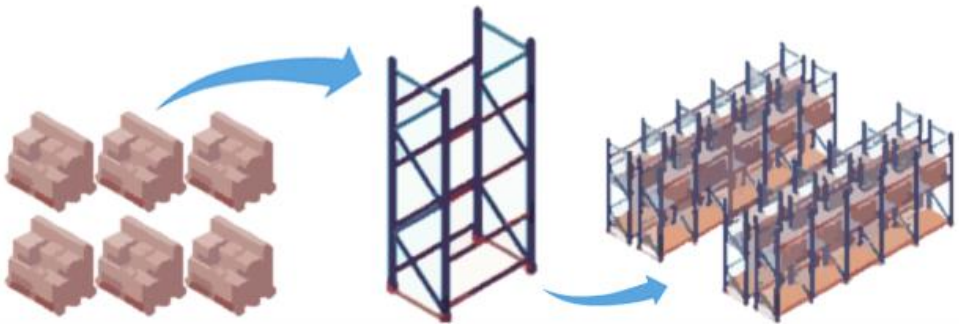


*Рис. 1.***Схема формування розрахунку складського приміщення**

На рис.2, наведена загальна блок схема програми.

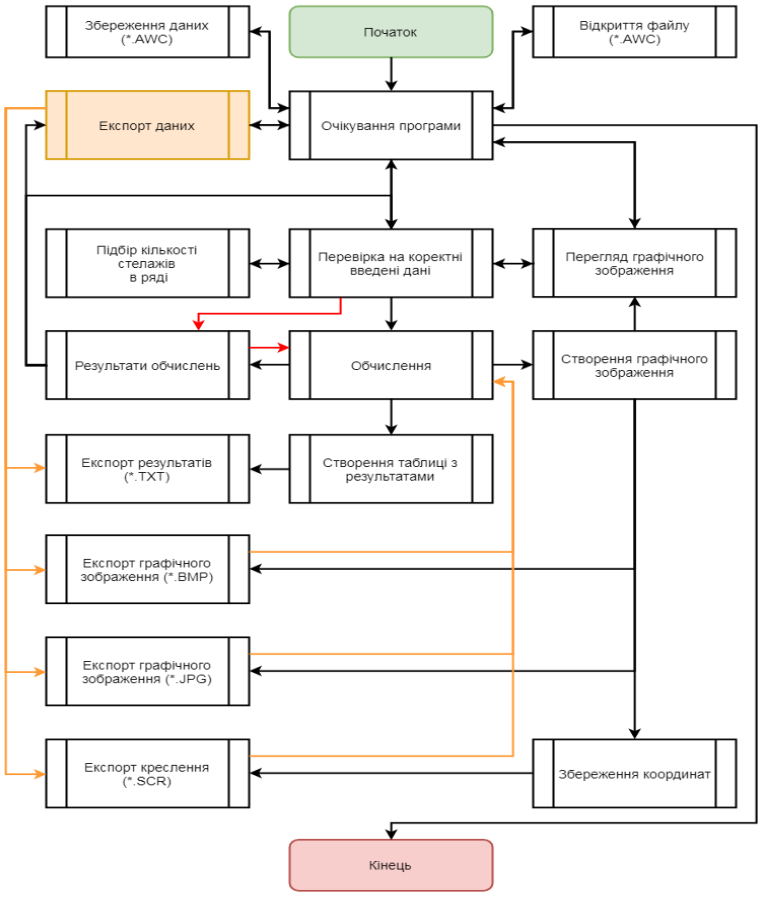


Рис.2. **Загальна блок-схема структури приграми**

Опис інтерфейсу та роботи програми з автоматизованого розрахунку основних параметрів складської системами. Програма складена за допомогою утиліти Embarcadero RAD Studio. За основу взята мова програмування високого рівня C++. Дизайн програми цілеспрямований у темну сторону, для зручності користування.

Панель з елементами вводу даних, зображена на рис. 3. На ній розміщені дві кнопки:

«Оновити» – запускає функцію обчислення та оновлює графічне зображення, при вірних налаштуваннях.

«Результати» – показує панель з таблицею у якій містяться результати обчислення, зображену на рис. 4. Якщо дані були змінені, попередньо запускається функція оновлення, описана вище.

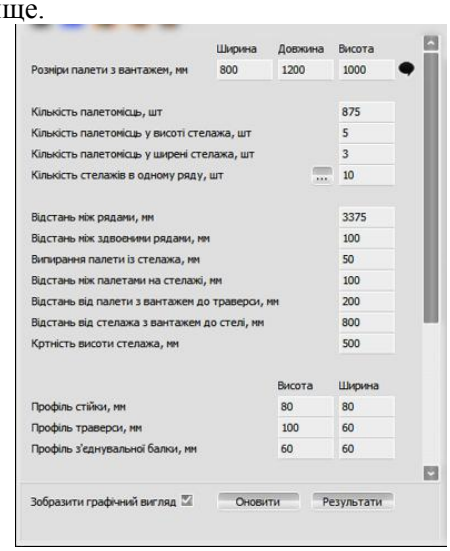


Рис. 3. **Панель вводу даних**

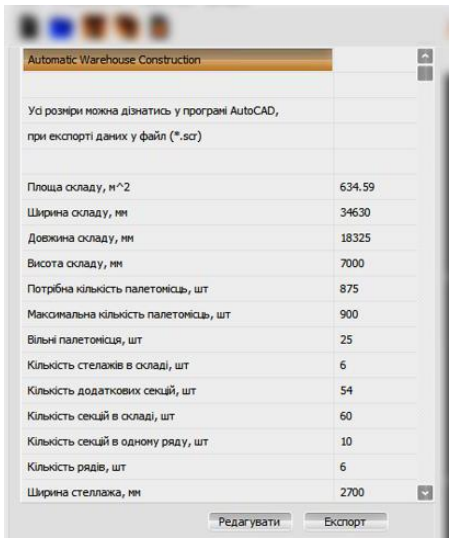


Рис. 4. **Результати обрахунків**

Для більшості комірок у панелі вводу даних добавлена функція віконних підказок зображена на рис. 5. Вона допомагає наглядно зрозуміти де використовується конкретний розмір, або на що впливає дане значення, побачити застереження та тонкощі розрахунку.

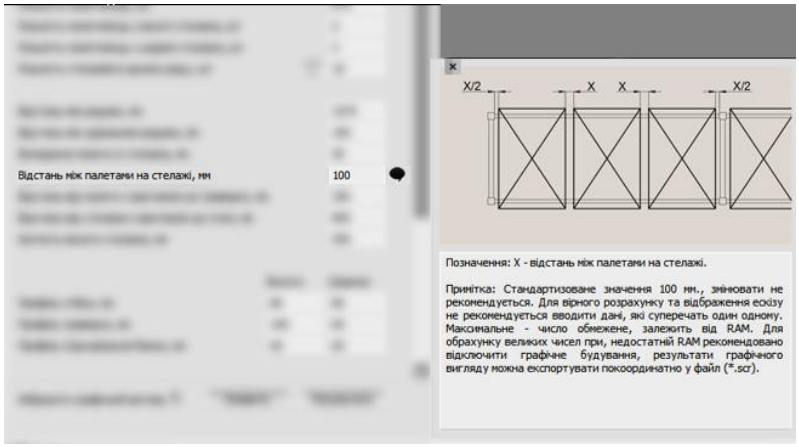


Рис. 5. **Вікно підказок**

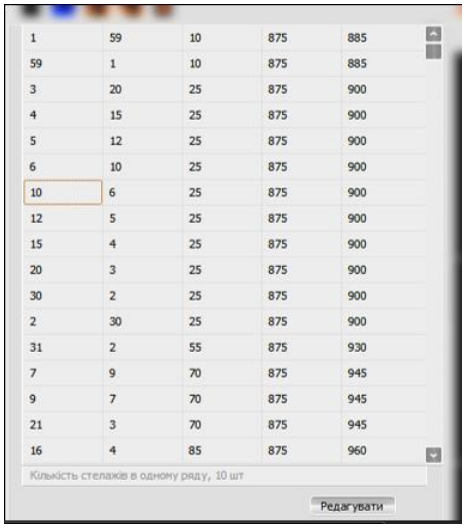


Рис.6. **Визначення оптимальної кількості стелажів в ряду. Таблиця з результатами**

Функція підбору (визначення оптимальної кількості стелажів в ряду) описана у пункті 2, представлена у вигляді таблиці, рис. 6. Кожна комірка підписана, інформація виводиться у комірці під таблицею.

Керування програмою здійснюється за допомогою панелі «меню», зображеній на рис. 7. Більшості командам присвоєні «гарячі клавіші» та «швидкий доступ» у вигляді іконок для більш швидкого редагування налаштувань.

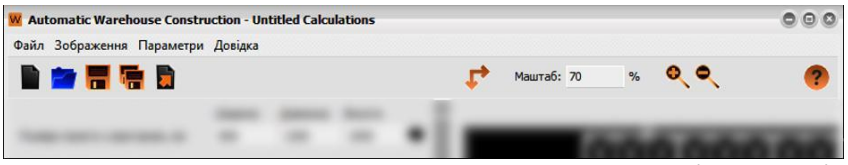


Рис.7. **Панель меню, налаштування вводу – виводу інформації**

Керування файлом розрахунків відбувається за допомогою інструментів, представлених на рис. 8.

«Новий» – оновлює комірки вводу інформації та налаштування за замовчуванням.

«Відкрити» – відкриває вікно з директорією, для вибору файлу формату (*.AWC) у якому містяться дані вводу інформації та налаштування програми, попередньо збережені користувачем.

«Зберегти» – зберігає дані у попередньо створений файл (*.AWC), у якому містяться дані вводу інформації та налаштування програми. В інших випадках використовується функція «Зберегти як».

«Зберегти як» – відкриває вікно з директорією для вибору місця збереження файлу формату (*.AWC), у якому містяться дані вводу інформації та налаштування програми.

«Експортувати як» – відкриває вікно експорту зображене на рис. 10. Вбудована підпрограма дозволяє зберігати файли виводу інформації у таких форматах як:

- (*.SCR) – файл з набором команд для виконання, збережених послідовно. У даному випадку команди сформовані для програми AutoCAD, що дає змогу конвертувати та перенести графічне зображення у вище згадану програму та редагувати його відповідно до стандартів, які необхідні користувачу, після чого конвертувати файл у будь-який інший формат, включно формати креслення. При конвертуванні масштаб автоматично змінюється на 100%, одиниці вимірювання використовуватимуться за замовчуванням налаштувань програми AutoCAD.
- (*.BMP) – файл растрової графіки, в якому зображення зберігається у вигляді двовимірного масиву пікселів.

▪ (*.JPG) – растровий формат збереження графічної інформації, що використовує стиснення з втратами. У даній версії програми стиснення за замовчуванням не відбувається, тобто якість зображення найкраща, що в свою чергу впливає на розмір файлу.

▪ (*.TXT) – текстовий формат, використовується виключно для виводу результатів обрахунків.

«Вихід» – закриття програми, відповідно данні вводу та виводу втрачаються.

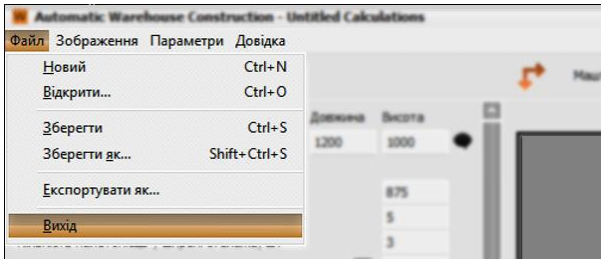


Рис.8. **Керування файлом**

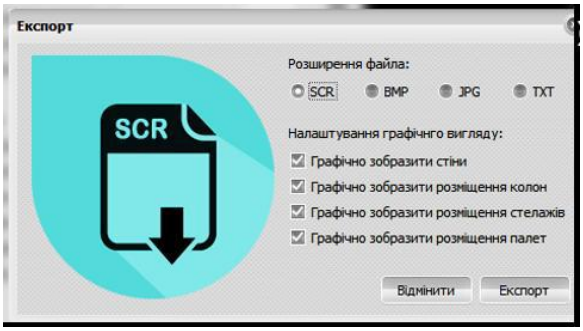


Рис.9. **Керування файлом. Вікно «експорту», виводу інформації**

Керування графічним зображенням, та його налаштування відбувається за допомогою інструментів, представлених на рис. 10.

«Масштаб» - включає в себе дві функції – збільшення та зменшення масштабу зображення, на панелі іконок відображене поле із поточним значенням масштабу, із можливістю змінити його на будь-яке потрібне значення. Мінімальний масштаб – 1%, максимальний – 100%. При максимальному значенні один піксель дорівнюватиме одному міліметру.

«На початок координат» - повертає координати зображення, на стартову позицію.

«Прозорий фон» - дана функція вмикає, або вимикає білий фон графічного зображення, не впливає на результати обчислень та експорт файлу.

«Графічно зобразити» - при побудові графічного зображення зображає відповідні попередньо вибрані елементи (стіни, колони, стелажи, палети) , не впливає на результати обчислень.

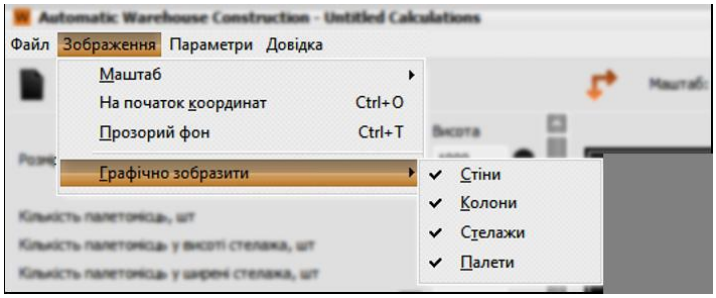


Рис.10. **Налаштування вигляду графічного зображення**

Поточна версія програми підтримує лише українську локалізацію, у наступних версіях програми розглядається добавлення англійської та російської локалізації.

Висновок. Аналізуючи способи розрахунку складів для різни типів підприємств, була розроблена програма Automatic Warehouse Construction яка облегшить цей процес. Даний алгоритм розрахунку полегшує та прискорює процес обчислень складських приміщень у сотні разів.

Програма дозволяє експортувати графічні результати у файл SCR (AutoCAD Script), що дає можливість перегляду всіх потрібних розмірів, та редагування ескізу складського приміщення. Варто зауважити, що програма може обчислити будь-які значення, та будь-які розміри. Обмеження є лише у виведенні графічного результату у самій програмі.

Режим відображення у реальному часі, дасть змогу обрати будь-який спосіб розташування, та задовольнити усі необхідні вимоги відповідно, додатково експортувавши результати обрахунків, та графічне креслення, з подальшою його обробкою та реалізацією для технічної документації складського приміщення.

Список використаних джерел:

1. Валецький Б.П. Транспортне обладнання гнучких виробничих систем пакування / Б.П. Валецький // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – Випуск 54. – Луцьк, 2016. – С.53-58.
2. Валецький Б.П. Сучасні принципи побудови контейнерних майданчиків складських терміналів / Б.П. Валецький // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – Випуск 58. – Луцьк, 2017. – С.50-55.
3. Інтелектуальні склади-термінали / Б.П. Валецький, О.В. Валецька // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – Випуск 50. – Луцьк, 2015. – С.25-29.
4. Валецький Б.П. Оптимізація роботи складу та складських технологій // Технологічні комплекси.-Науковий журнал.- Луцьк: Видавн-во Луцького НТУ, 2014, №1(9).-с.226-229.
5. Джонс М.Т. Программированиеискусственногоинтеллекта в приложениях. – М.: ДМК Пресс, 2006. – 312 с.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Б.П. Валецький

УДК 621.762.2

Т.Н. Гальчук, Т.Є. Божко
Луцький національний технічний університет

ОТРИМАННЯ МЕТАЛЕВИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ВМІСТОМ ПОРОШКУ ЧАВУНУ

В роботі експериментально відпрацьовані параметри технології виготовлення композиційних матеріалів із вмістом порошку чавуну отриманого із стружкових відходів. Представлені механічні властивості матеріалу залізо-чавун, що не поступаються показникам литого матеріалу. Отриманні експериментальні дані по властивостях матеріалу з чавунної стружки дозволяють прогнозувати оптимальний вміст чавуну для виготовлення конструкційних виробів методом порошкової металургії.

Ключові слова: *стружка, технології, порошок, композит, твердість, міцність*
Рис. 4. Літ. 17.

Т.Н. Гальчук, Т.Е. Божко

ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С СОДЕРЖАНИЕМ ПОРОШКА ЧУГУНА

В работе экспериментально отработаны параметры технологии изготовления композиционных материалов с содержанием порошка чугуна полученного из стружечных отходов. Представленные механические свойства материала железочугун, не уступающие показателям литого материала. Полученные экспериментальные данные по свойствам материала с чугунной стружки позволяют прогнозировать оптимальное содержание чугуна для изготовления конструкционных изделий методом порошковой металлургии.

***Ключевые слова*:** *стружка, технологии, порошок, композит, твердость, прочность*

T. Galchuk, T. Bozhko

RECEPTION OF METALLIC COMPOSITE MATERIALS WITH CHAMBER OF POWDER CONTENT

In the work experimentally worked out the parameters of the technology of manufacturing composite materials containing powder of pig iron obtained from shaving waste. The mechanical properties of iron-iron material are presented, which are not inferior to indicators of cast material. Obtained experimental data on the properties of the material from cast iron chips can predict the optimal content of pig iron for the manufacture of structural products by powder metallurgy.

Keywords: *chips, technology, powder, composite, hardness, durability*

Постановка проблеми. Важливим завданням, що поставлене перед вітчизняною промисловістю, є економія матеріальних ресурсів. Найважливіший резерв ресурсозбереження в машинобудівному комплексі – це широке використання вторинних матеріальних ресурсів, якими є відходи виробництва. Обсяг промислових відходів збільшується високими темпами і має тенденцію до випереджаючого зростання. Тільки на видалення їх і складування витрачається в середньому 8…10% вартості основної виробленої продукції [1]. Використання промислових відходів забезпечує виробництво джерелом дешевої і часто вже підготовленої сировини, призводить до економії матеріальних ресурсів і зниження ступеню забруднення навколишнього середовища [2, 3]. Тому підвищення рівня використання промислових відходів є найважливішим завданням державного значення. У зв'язку з цим комплексне використання існуючих джерел сировини і створення безвідходних виробництв стає актуальним напрямком ресурсозберігаючих технологій. У даній роботі розглядається проблема переробки відходів металообробних підприємств – металевої стружки, величезна кількість яких утворюється на машинобудівних підприємствах країни.

Мета роботи раціональне використання стружкових відходів механічної обробки, які отримуються в машинобудуванні для виготовлення антифрикційних виробів.

Основні результати дослідження. Антифрикційні матеріали отримуються за рахунок використання в якості наповнювачів м'яких металів – міді, чавуну, графіту. Специфічні властивості композиційних матеріалів отримують в разі використанні різних наповнювачів, наприклад матеріали з наповнювачем залізного порошку володіють хорошими магнітними характеристиками [4].

В експериментальних дослідженнях нами використовувався наповнювач – чавунний порошок (фракції 200 .. 400, 100 .. 200 мкм), так як нас цікавили антифрикційні матеріали з високим ступенем теплопровідності. Це дозволяє робити на основі таких матеріалів підшипники ковзання і використовувати їх під час виробництва торцевих ущільнень. Такі деталі повинні мати

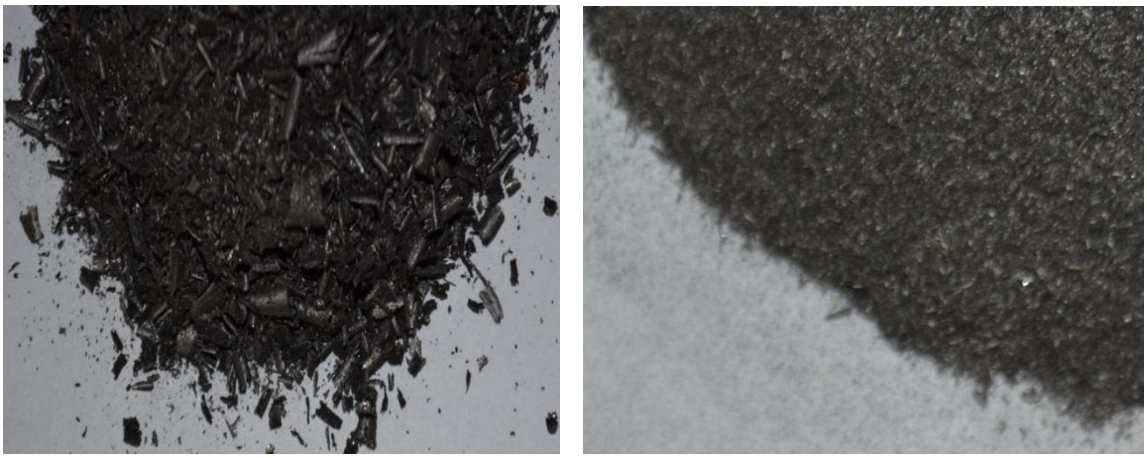
© Т.Н. Гальчук, Т.Є.Божко

малий коефіцієнт тертя, бути міцними і володіти хорошою теплопровідністю, щоб віддавати тепло в процесі роботи механізму. Підвищити міцність матеріалів вдається за рахунок більш дрібного розміру часток наповнювача і утворення адгезійних і хімічних зв'язків матриці і наповнювача [5, 6].

Домогтися такого результату з крупним наповнювачем неможливо, тому необхідно використовувати середні і дрібні фракції наповнювачів. Прошарок між ними мінімальні і навантаження відбувається по зернах наповнювача. Під час стискання найкращим чином працюють зразки з введеним в них дрібнодисперсним порошком. Така структура металополімерних матеріалів є найбільш наповненою, і в разі впливу на неї сил навантаження працює єдиним монолітним шаром. Введені великі зерна наповнювача під час стиснення і починають рухатися відносно один одного і при цьому руйнують зв'язуючий їх шар. Так само необхідно зазначити, що поверхня розподілу навантаження у матеріалів з дрібнодисперсним наповнювачем більше, ніж у матеріалів з крупним наповнювачем. Пояснюється це тим, що в процесі більш тонкого розмелювання чавунної стружки відбувається викришування вільного вуглецю, інших неметалевих включень, а також проходить збільшення питомої поверхні. Однак тонке подрібнення сірого чавуну трудомістке і недоцільне за технологічними причинами, вимагає великих механічних і енерговитрат. Крім того, зі зменшенням розміру частинок чавунної стружки зростає відносне значення сил тертя між частинками, виникає явище схоплювання.

На даний час найбільш поширеним є метод отримання виробів шляхом спікання залізографітових сумішей, які складаються із залізного порошку та графіту [7]. Проте є свідчення, що отримати однорідну шихту із такої суміші складно, оскільки порошок заліза та графіту мають різну питому вагу. А це впливає на механічні властивості таких спечених виробів. Для отримання більш міцнішого матеріалу доцільним є введення у шихту із залізного порошку та графіту порошку чавуну, що отриманий із стружкових відходів механічної обробки.

Нами запропоновано використати порошок СЧ18 для виготовлення втулок ковзання у вузлах тертя машин. Сировиною для проведення експериментальних досліджень була стружка сірого чавуну марки СЧ18, яка утворилася в результаті свердлильної обробки отворів діаметром 15…20 мм (v= 60…70 м/хв, S = 0,2…0,6 мм/). Стружка отримана після свердління має переважно конічно-спіральну форму більших розмірів та включення пилу (рис. 1,а). Порошок СЧ18 отримували шляхом подрібнення. Отриманий порошок є практично чистою сировиною без домішок оскільки обробка проходить без охолодження змащувально-охолоджуючою рідиною (рис.1,б) та за технологічними властивостями не поступається чавунним порошкам, отриманим за традиційною технологією [8].



а *б*

Рис.1. **Стружка сірого чавуну марки СЧ-18 отримана: а) під час свердління; б) після обробки**

Процес подрібнення проводили у лабораторному кульовому млині спеціальної конструкції (рис. 2) із внутрішнім діаметром 170 мм [9].

Проведені дослідження дозволило розробити технологію комплексної переробки металевих стружкових відходів чавуну, що включає в себе: подрібнення стружки у вібраційному млині та використання її в якості матеріалу для порошкового композиту з подальшим виробництвом з нього методом холодного формування виробів конструктивного призначення з необхідними параметрами.

© Т.Н. Гальчук, Т.Є.Божко

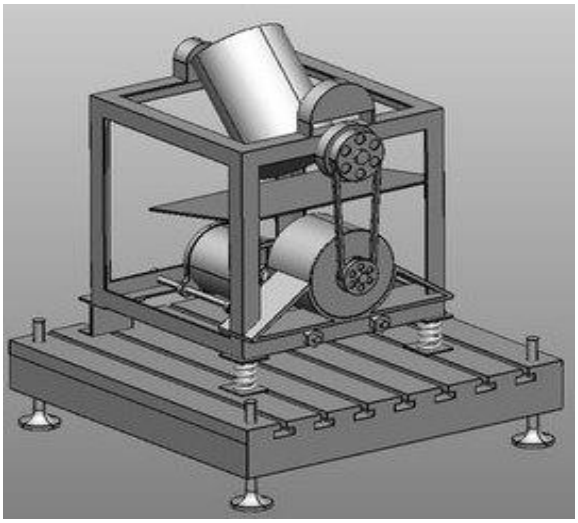


Рис.2. **Кульовий млин**

Композит для дослідження складався із залізного порошку марки ПЖМ-3М і чавунних порошків-відходів до 50%. Оскільки додавання чавунного порошку більше 50% погіршує пресування шихти. Отриманий матеріал має масову частку вуглецю 1,5…1,7%, а це відповідає складу антифрикційної графітизованої сталі.

Дослідження проводили на циліндричних зразках розміром Ø 10×17 мм. Зразки пресувалися при тиску 1000МПа та спікалися при температурі 1200^{0}С протягом 60 хв під «рідким затвором».

Отримані спечені зразки досліджувалися на фізико-механічні властивості. Так густина спеченого зразка, з масовим вмістом вуглецю 1,5%, складала 7,6 г/см^3. Пористість зменшується і становить – 10%, проти 15% у спресованого матеріалу.

Твердість визначали на приладі ПМТ-3 при навантаженні 0,5 Н. Твердість склала НВ=2230…2520 МПа (рис. 3). Границя міцності при стисканні σ_c= 9500…11000 МПа (рис. 4). Отримані параметри не поступаються показникам литого матеріалу СЧ18 та стандартного матеріалу ЖГр2.

Дослідження показали, що зміна одного показника в залежності від вмісту чавунного порошку в композиті аналогічна зміні інших механічних властивостей. Тобто чим більше чавунної складової в порошковому композиті тим вища твердість і помітно знижується границя міцності. Оптимальною температурою для спікання композиту залізо-чавун є 1200 ^{0}С. При цій температурі досягаються найбільші значення властивостей на міцність.

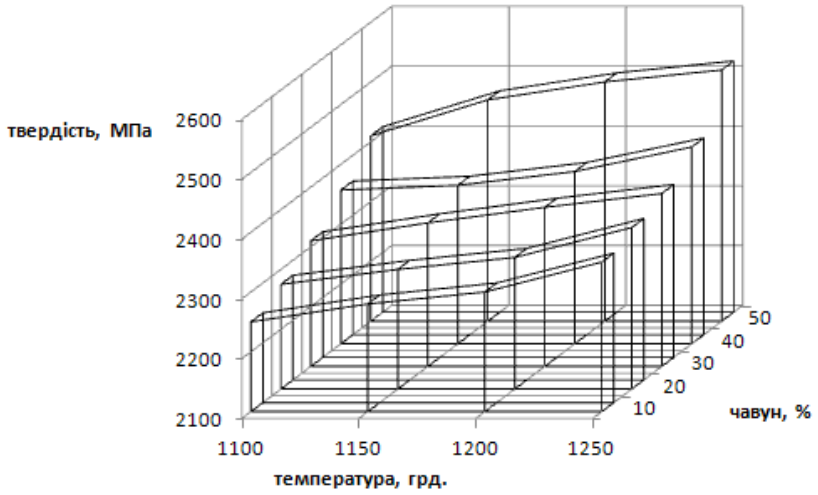


Рис. 3. **Залежність твердості від температури спікання та вмісту чавунної стружки**

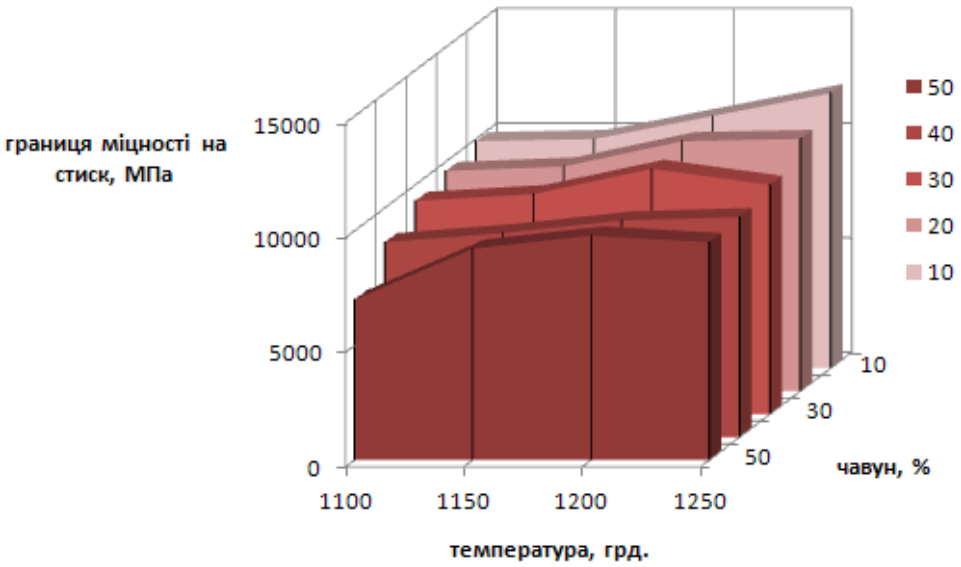


Рис. 4. **Залежність границі міцності на стиск від температури спікання та вмісту чавунної стружки**

Про те композити, що мають 10 або 20% чавуну можуть використовуватися для виготовлення конструкційних виробів методом порошкової металургії. Із вмістом 30…50% для – виготовлення виробів, що працюють в умовах тертя і зношування без динамічних навантажень.

Наближені розрахунки показали, що використання чавунних порошків-відходів зменшує кількість стружкових відходів і дає економію до 40% залізного порошку, що у 3..4 рази дорожчий за чавунний.

Висновки. На основі експериментальних досліджень відпрацьовані параметри технології виготовлення композиційних матеріалів із вмістом порошку чавуну отриманого із стружкових відходів. Технологія отримання композиційних матеріалів запропонованим способом включає в себе три основні стадії: підготовка сировини; приготування композиції; отримання композиційних матеріалів і виробів на їх основі.

Встановлено, що механічні властивості матеріалу залізочавун: твердість НВ=2230…2520 МПа, границя міцності при стисканні σ_c= 9500…11000 МПа не поступаються показникам литого матеріалу СЧ18 та стандартного матеріалу ЖГр2. Дослідження показали, що зміна одного показника в залежності від вмісту чавунного порошку в композиті аналогічна зміні інших механічних властивостей. Тобто чим більше чавунної складової в порошковому композиті тим вища твердість і замітно знижується границя міцності.

Встановлено, що оптимальною температурою для спікання композиту залізочавун є 1200 ^{0}С. При цій температурі досягаються найбільші значення властивостей на міцність. Оптимальний вміст чавуну 10 або 20% для виготовлення конструкційних виробів методом порошкової металургії; вмістом 30…50% для – виготовлення виробів, що працюють в умовах тертя і зношування без динамічних навантажень.

Літературта

1. Пальгунов П. П., Сумароков М. В. Утилизация промышленных отходов / П. П. Пальгунов, М. В. Сумароков. – М.: Стройиздат, 1990. – 352 с.

2. Морозов С. І., Морозов А. С. Тенденції розвитку переробки металевих відходів / С. І. Морозов, А. С. Морозов // Поліграфічні матеріали. - 2010. – №2. – С. 103-114.

3. Рудь В. Д. Технологічні процеси утилізації відходів машинобудівного виробництва: навчальний підручник / В.Д. Рудь, Г. А. Баглюк, Т. Н. Гальчук, О. Ю. Повстяной. – Луцьк: РВВ Луцького НТУ, 2015. – 296 с.

4. Гальчук Т.Н., Рудь В.Д. Використання відходів машинобудівного виробництва для виготовлення деталей триботехнічного призначення: монографія. / Т.Н. Гальчук, В. Д. Рудь – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2013. – 214 с.

5. Гороховский Г. А., Чернышев В. Г., Рева В. П., Ковален ко Л. В. Получение металлических порошков методом подрібнення стружкоотходов // Порошковая металлургия. – 1988. – № 12. – С. 1 – 8.

© Т.Н. Гальчук, Т.Є.Божко

6. Гальчук Т.Н., Божко Т.Є. Аналіз факторів, що впливають на зношування композиційних матеріалів / Т.Н. Гальчук, Т.Є.Божко // Наукові нотатки, №58.- Луцьк.- ННВ ЛНТУ, 2017. – С.65-68.

7. Гальчук Т.Н., Божко Т.Є. Отримання спечених антифрикційних виробів із композиційного матеріалу на основі порошку сталі ШХ15 / Т.Н. Гальчук, Т.Є.Божко // Наукові нотатки, №50. - Луцьк.- ННВ ЛНТУ, 2015. – С. 30-34.

8. Гальчук Т.Н., Божко Т.Є. Дослідження властивостей порошків отриманих із стружкових відходів машинобудування / Т.Н. Гальчук, Т.Є.Божко // Наукові нотатки, №54.- Луцьк.-ННВ ЛНТУ, 2016.- С. 30-34.

9. Гальчук Т.Н. Експериментальне дослідження технології вібраційного подрібнення / Т.Н. Гальчук, В. Д. Рудь, Т.Є. Божко // Вісник Національного технічного університету "Харківський політехнічний інститут". Збірник наукових праць. Серія: Хімія, хімічна технологія та екологія: в 2-х ч.- Частина 1. – Харків: НТУ "ХПІ". – 2014. – № 52 (1094). – С. 92–97.

Стаття прийнята до друку 25.04.2019

© Т.Н. Гальчук, Т.Є.Божко

УДК 621.777.4

В.М. Горностай, А.М. Потятиник, М.О. Єфремов, Є.Ю. В'язовський, В.В. Шаповалов
Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

ВИЗНАЧЕННЯ ВПЛИВУ СТУПЕНЯ ДЕФОРМАЦІЇ НА ПАРАМЕТРИ ПРОЦЕСУ ХОЛОДНОГО ЗВОРОТНОГО ВИДАВЛЮВАННЯ ПОРОЖНИСТИХ ВИРОБІВ З РОЗДАЧОЮ

Досліджено вплив ступеня деформації на процес отримання порожнистих виробів зворотним видавлюванням з роздачою. Визначено геометрію кінцевого виробу, напружено-деформований стан та силові параметри процесу холодного видавлювання порожнистих виробів з роздачою. Сформульовано подальші етапи досліджень за допомогою чисельних експериментів для визначення впливу наступних параметрів (кут конуса матриці, коефіцієнт роздачі, швидкість деформування та швидкість переміщення матриці) процесу зворотного видавлювання з роздачою для розробки раціональних технологічних процесів отримання виробів.

Ключові слова: : *порожнистий виріб, холодне зворотне видавлювання з роздачою, метод скінченних елементів, зусилля видавлювання, питомі зусилля, напруження, деформації, форма і розміри виробів.*

В.Н. Горностай, А.М. Потятыник, М.О. Ефремов, Е.Ю. Вязовский, В.В. Шаповалов

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ХОЛОДНОГО ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ С РАЗДАЧЕЙ

Исследовано влияние степени деформации на процесс обратного выдавливания с раздачей. Определены форма полученного изделия, напряженно-деформированное состояние заготовки и силовые параметры процесса формообразования изделия с необходимыми размерами и качеством конечного изделия в зависимости от начального положения заготовки. Сформулированы дальнейшие этапы исследований с помощью численных экспериментов для определения влияния параметров (угол конуса матрицы, коэффициент раздачи, скорость деформирования и скорость перемещения матрицы) процесса обратного выдавливания для разработки рациональных технологических процессов получения изделий. Определена степень использования ресурса пластичности, спрогнозирована степень упрочнения деформированного изделия. Определено необходимость использования дополнительных приспособлений для извлечения заготовки из полости штампа.

Ключевые слова: *полое изделие, холодное обратное выдавливание с раздачей, метод конечных элементов, усилия выдавливания, удельные усилия, напряжения, деформации, форма и размеры изделий.*

V. Hornostay, A. Potjatynyk, M. Yefremov, E. Vyazovsky, V. Shapovalov

DETERMINATION OF THE EFFECT OF THE DEGREE OF DEFORMATION ON THE PARAMETERS OF THE COLD RETURN EXTRACT PROCESS WITH HANDLE

The influence of the degree of deformation on the process of reverse extrusion with the distribution of hollow products. Schemes of reception of hollow products are analysed. Perspective directions of technological processes of cold expression of hollow products are defined. Influence of initial position of preparation concerning a matrix on process of return expression with distribution is investigated. Are defined: the form of the received product, the is intense-deformed condition of preparation and power parametres of process of cold return expression with distribution of a product with the necessary sizes and quality of a final product depending on initial position of preparation. Graphic dependences of the maximum effort on initial position of preparation are resulted. The further research problems by means of numerical experiments for definition of influence of parametres (a corner of a cone of a matrix, distribution factor, speed of deformation and speed of moving of a matrix) process of return expression for working out of rational technological processes of reception of products cold expression with distribution are formulated. Degree of use of a resource of plasticity is defined, the probability of destruction or formation of defects in a final product is accordingly estimated, degree of hardening of the deformed product is predicted. Necessity of use of extras for extraction of preparation from a stamp cavity is defined.

Key words: *hollow product, cold reverse extrusion with distribution, finite element method, extrusion force, specific forces, stress, deformation, shape and size of products.*

Процеси отримання виробів холодним об'ємним штампуванням використовуються в багатьох галузях промисловості, але його широке розповсюдження гальмується наявністю великих питомих напружень на інструменті. Це суттєво зменшує стійкість робочого інструменту. Особливої уваги заслуговує військовий промисловий комплекс, а саме виготовлення боєприпасів [1]. Таке виробництво потребує високопродуктивних та маловитратних технологій, які дозволяють отримати високоточні вироби або напівфабрикати з підвищеними експлуатаційними властивостями [2,3]. Для високопродуктивного виготовлення точних порожнистих виробів із сталей і кольорових металів широко використовують холодне видавлювання. Порівняльний аналіз різних способів виконано в роботі [4], як найбільш перспективний спосіб отримання виробів холодним видавлюванням є холодне зворотне видавлювання з роздачою. Переваги використання

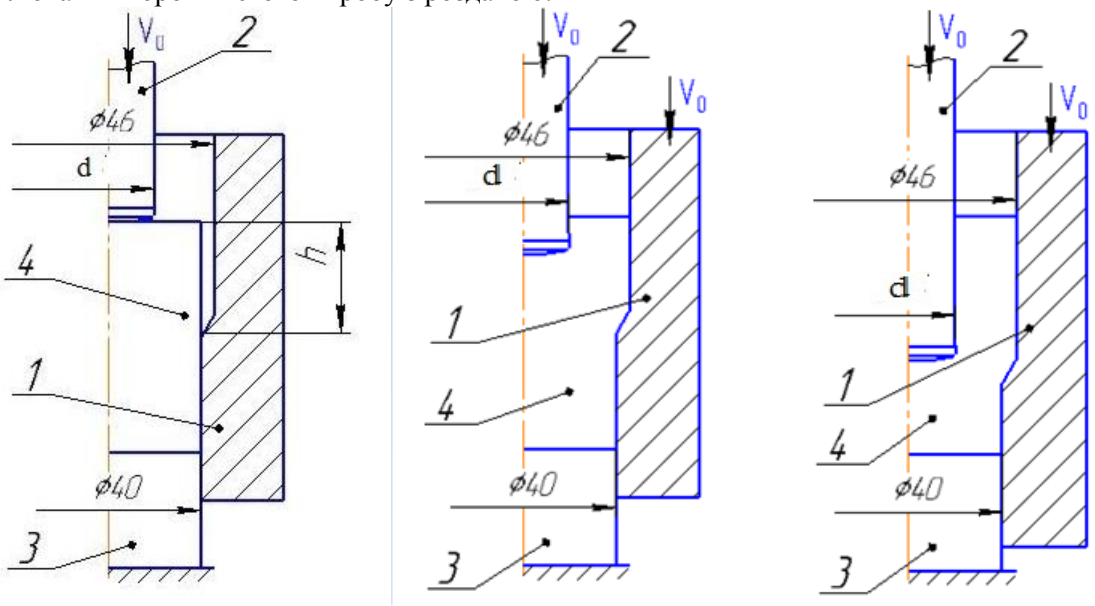
© В.М. Горностай, А.М. Потятиник, М.О. Єфремов, Є.Ю. В'язовський, В.В. Шаповалов

цього методу представлені в роботі [5]. В роботі [6] було визначено вплив розташування заготовки відносно конічної частини матриці.

Метою даної роботи є визначити вплив ступеня деформації на процес зворотного видавлювання порожнистих виробів з роздачою при рекомендованих авторами в роботі [6] початкового розташування заготовки.

Застосування метода скінчених елементів (МСЕ) для теоретичного аналізу процесів холодного видавлювання дозволяє визначити дані для проектування технології і штампового оснащення, які не потребують доопрацювання експериментальними роботами [7,8]. В роботі використана скінченно-елементна програма DEFORM. Метал заготовок вважався пружно-пластичним зі зміцненням, деформуючий інструмент – абсолютно жорстким. Використання такої моделі металу дозволяє визначити кінцеві форму і розміри виробів, а також виконати моделювання процесів виймання пуансона із здеформованої заготовки та виштовхування її із матриці після видавлювання.

Постановка задачі. На рис.1 показано розрахункову схему процесу (де: 1- матриця, 2 – пуансон, 3 – виштовхувач, 4- заготовка). Вихідна заготовка із сталі 20 діаметром 40 мм та висотою 50 мм з наступними властивостями: умовна межа текучості $\sigma_{0,2} = 380 МПа$, модуль Юнга $2{,}1 \cdot 10^5 МПа$ [3] та коефіцієнт Пуассона 0,3, яка отримується різанням в штампах з прутка. Враховано вплив тертя по Кулону з коефіцієнтом тертя μ=0,08. Швидкість деформування складала V_o =2 мм/сек. Висота на яку вступає заготовка з матриці h. Пуансон починає рухається зі швидкістю V_0 (вихідне положення рис.1а). Після занурення пуансона в заготовку матриця починає рухатися з такою ж швидкістю що й пуансон, що дозволяє реалізувати схему зворотного видавлювання порожнистого виробу з роздачою.



а) б) в)

Рис. 1 **Розрахункова схема зворотного видавлювання з роздачою**

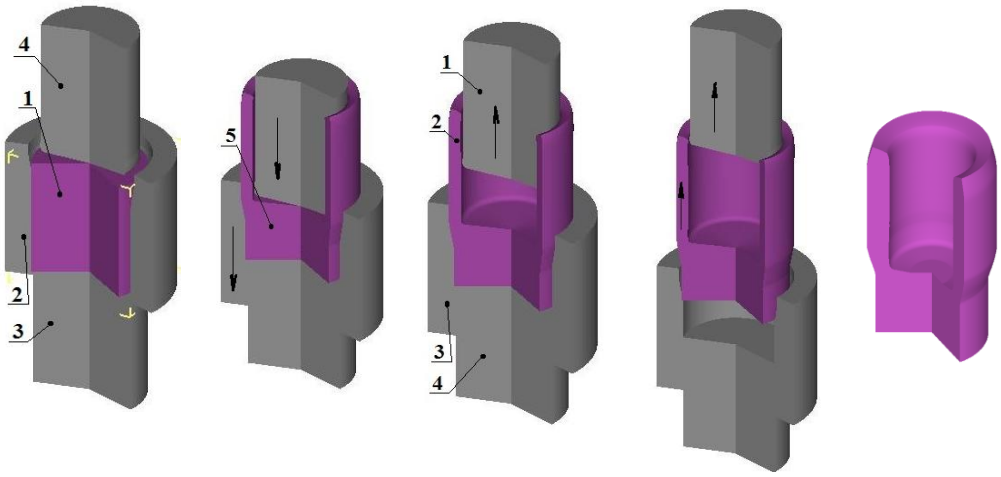
Шляхом чисельного експерименту в програмному комплексі DEFORM-3D було проведено чисельний експеримент зворотного видавлювання порожнини змінним діаметром d (15, 20, 25 та 38 мм) з роздачою.

Моделювання виконували в пружно-пластичній постановці. На рис. 2а зображена схема на початку зворотного видавлювання з роздачою. Заготовка 1 встановлена в матриці 2 на виштовхувачі 3. При переміщенні пуансона 4 виконується формоутворення виробу 5 (рис. 2б).

Моделюванням для кожної схеми видавлювання з різним розташуванням заготовки відносно матриці встановлена послідовність видалення готових виробів із матриць після видавлювання. Наявність пристрою в штампі для знімання виробу із пуансона визначаємо моделювання процесу виймання пуансону з заготовки. На рис. 2в наведене положення виймання пуансону з виробу. Після зворотного видавлювання з роздачою, при русі пуансона 1 вгору, виріб 2 спочатку залишається в матриці до тих пір поки калібруючий поясок торця пуансона торкнеться торця

© В.М. Горностай, А.М. Потятиник, М.О. Єфремов, Є.Ю. В'язовський, В.В. Шаповалов

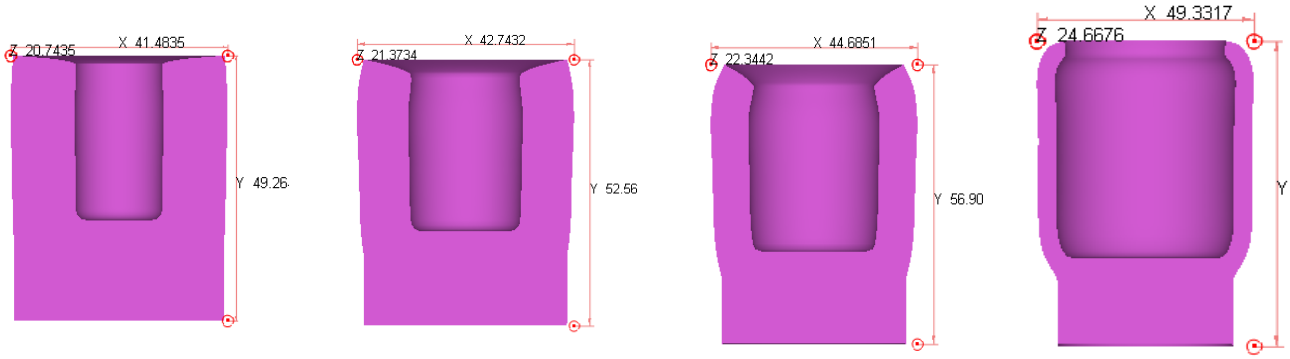
виробу (рис. 2в). При подальшому переміщенні пуансона 1 виріб 2 залишається на пуансоні і повністю виходить із матриці (рис. 2г). Готовий виріб наведено на рис. 2д.



а б в г д

Рис. 2. **Етапи формоутворення порожнистого виробу холодним видавлюванням з роздачою**

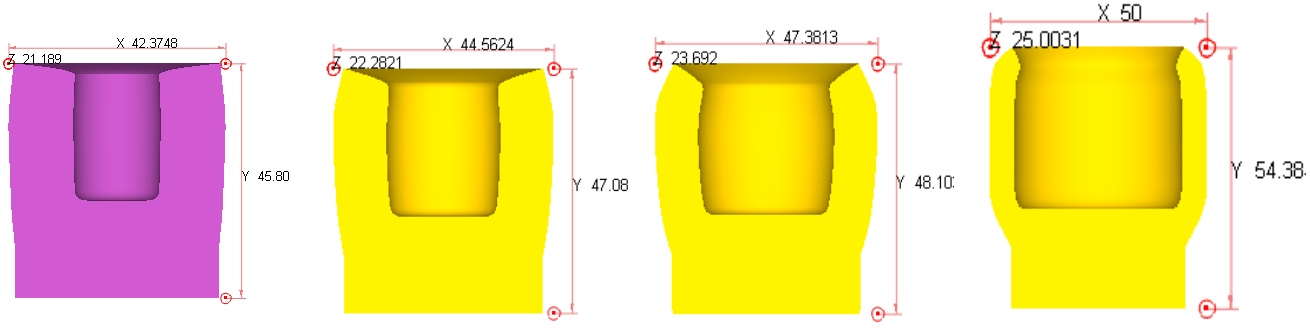
Результати досліджень. На рис.3 та 4 показано залежність геометрії кінцевого виробу від ступеня деформації. Утворення стінки необхідної товщини спостерігається при максимальних необхідних ступенях деформації для отримання необхідних геометричних розмірів. Але за рахунок інтенсивної течії матеріалу в стінку та уникнення контакту з поверхнею рухомої матриці зовнішні шари витікають більш інтенсивніше ніж внутрішні, які пригальмовуються на калібруючому пояску пуансона.



d =15 мм d =20 мм d =25 мм d =38 мм

Рис. 3 **Кінцева форма виробу з розмірами, що були отримані (початкова висота розташування заготовки h=5 мм (див. рис. 1а))**

Тому при такому формоутворенні необхідно вибрати такі умови, що б спостерігалася рівномірна течія зовнішніх та внутрішніх шарів стінки для утворення якісного кінцевого виробу.



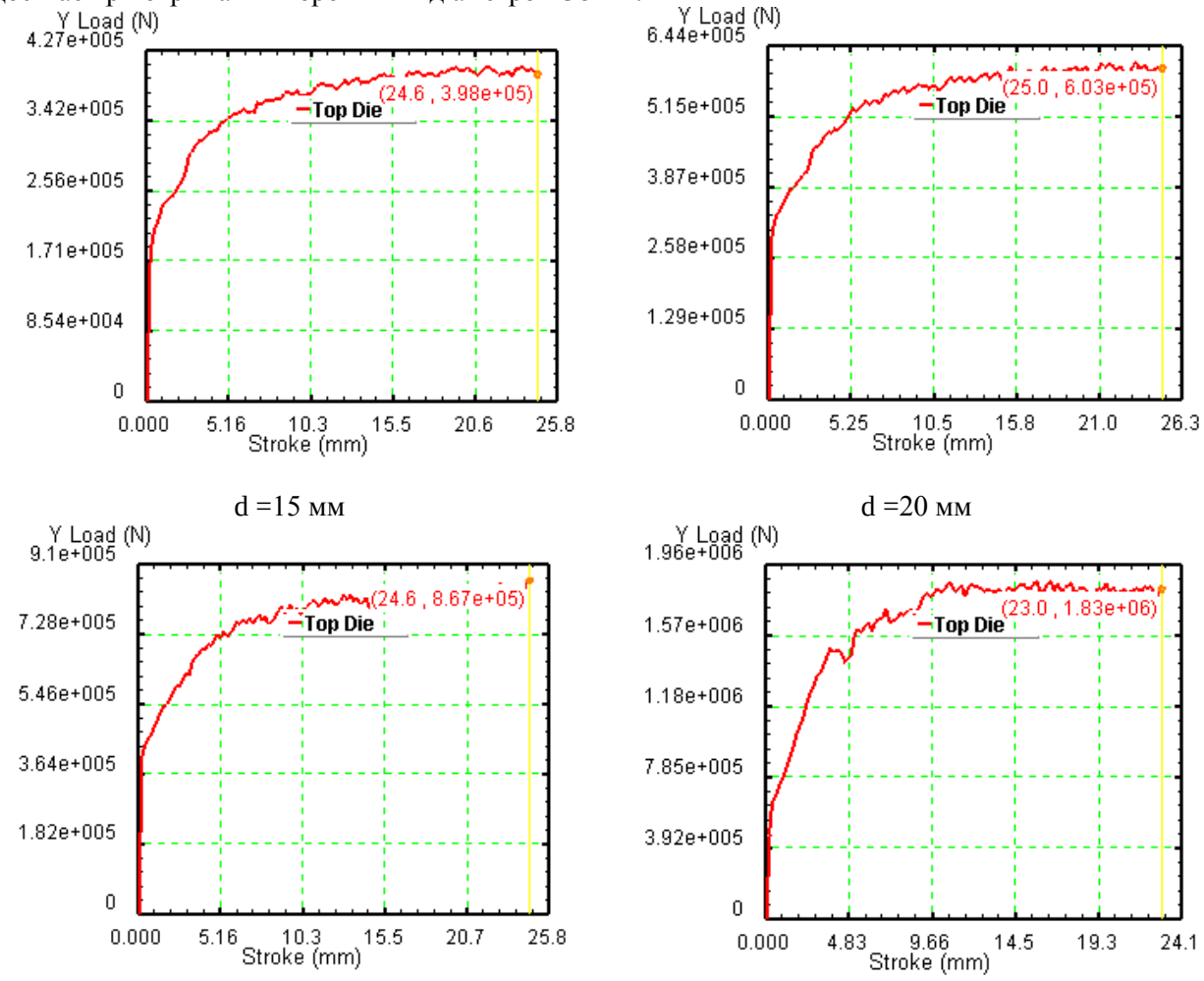
d =15 мм d =20 мм d =25 мм d =38 мм

Рис. 4 **Кінцева форма виробу з розмірами, що були отримані (початкова висота розташування заготовки h=8 мм (див. рис. 1а))**

© В.М. Горностай, А.М. Потятиник, М.О. Єфремов, Є.Ю. В'язовський, В.В. Шаповалов

Початкове розташування вихідної заготовки на висоті h=8 мм дозволяє в кінцевому виробі отримати більш якісну стінку ніж при висоті 5мм. За рахунок утворення утяжини на внутрішній стінці необхідно передбачити операцію торцювання.

На рис. 5 представлено розрахункові залежності зусилля зворотного видавлювання порожнини з роздачою від переміщення деформуючого інструмента для початкової висоти розташування h=8 мм. З яких видно що максимального значення 1830кН зусилля деформування досягає при отримання порожнини діаметром 38 мм.

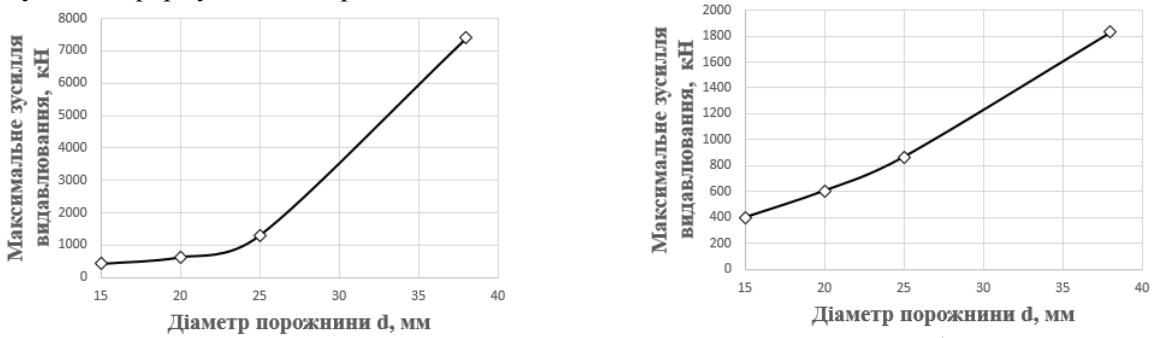


d =15 мм d =20 мм

d =25 мм d =38мм

Рис. 5. **Залежності зусилля деформування від переміщення для різних діаметрів порожнини d (початкове положення заготовки h=8 мм)**

На рис. 6 показані залежності максимального зусилля деформування в залежності від ступеня деформування для різних початкових висот.

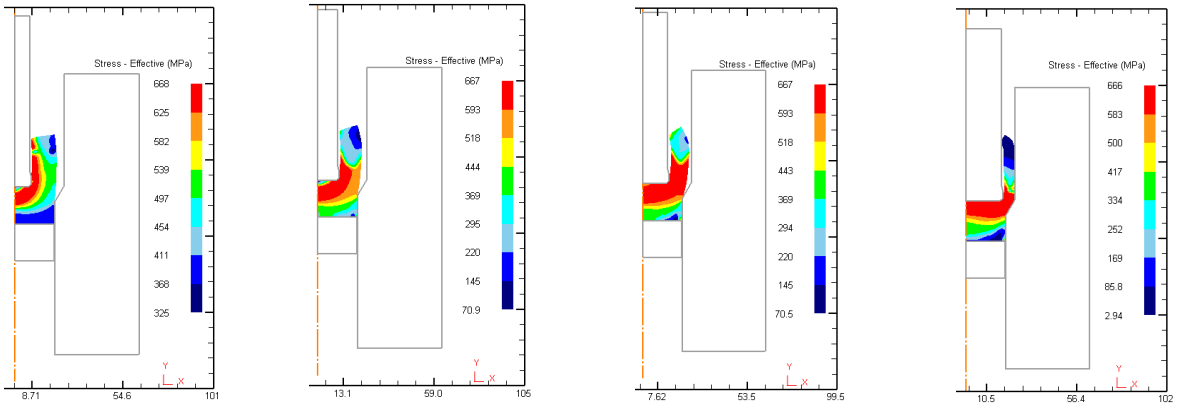


а) б)

Рис. 6. **Залежності максимального зусилля деформування від діаметра порожнини для різного початкового розташування заготовки відносно матриці (а- h=5 мм б - h=8 мм).**

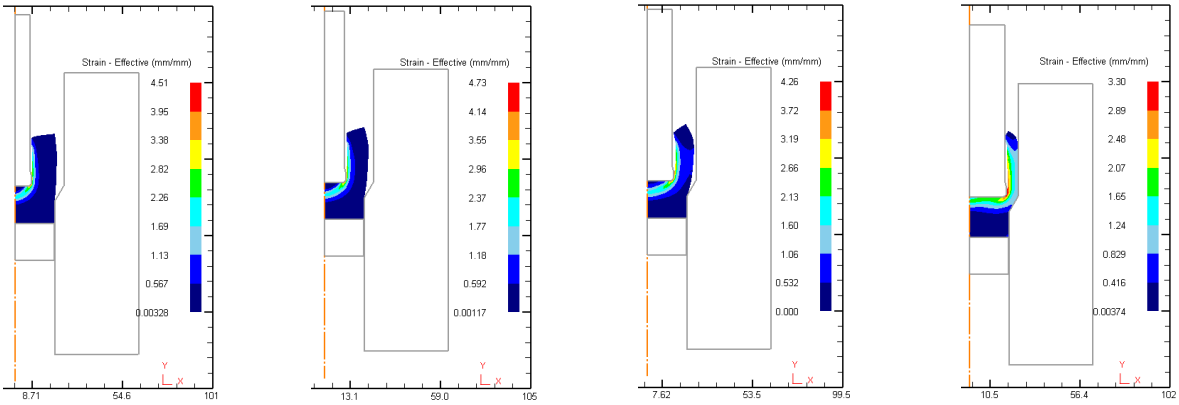
© В.М. Горностай, А.М. Потятиник, М.О. Єфремов, Є.Ю. В'язовський, В.В. Шаповалов

Найбільшого значення зусилля (7400кН) досягає при початковій висоті розташування заготовки h=5 мм, Це пов'язано з збільшенням впливу сил тертя за рахунок контакту бічної поверхні заготовки з матрицею. При висоті h=8 мм максимальне зусилля видавлювання складає 1840кН. На рис. 7 представлено розподіл інтенсивності напружень в об'ємі заготовки в навантаженому стані при максимальному зусиллі процесу зворотного видавлювання порожнини з роздачою. Аналізуючи цей розподіл ми можемо оцінити зміцнення матеріалу якого він набуває в результаті холодного пластичного деформування, та визначити в якому об'ємі заготовки спостерігається найбільше зміцнення та протікає воно по всьому об'єму чи ні. Як видно з представлених розподілів найкраще (рівномірне) зміцнення протікає при деформуванні пуансоном діаметром d = 25 мм. Спостерігаються зміцнення матеріалу майже в 3 рази.



d =15 мм d =20 мм d =25 мм d =38 мм

Рис. 7. **Розподіл інтенсивності напружень σ_i по об'єму кінцевого виробу при максимальному зусиллі деформування**

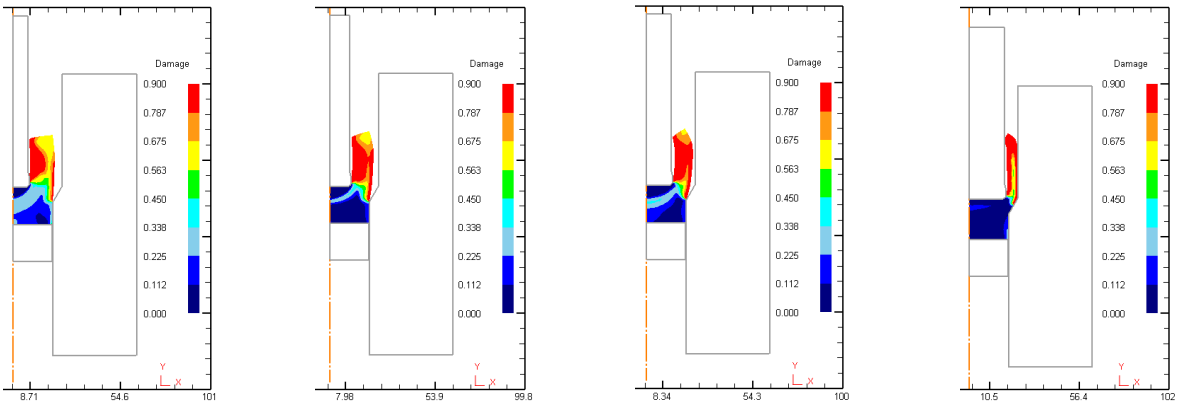


d =15 мм d =20 мм d =25 мм d =38 мм

Рис. 8. **Розподіл інтенсивності деформацій ε_i по об'єму в кінцевому виробі**

Закономірності течії металу при різних діаметрах порожнини можна оцінити по розподілу інтенсивності деформацій в об'ємі заготовки який представлено на рис. 8. При малих діаметрах порожнини течія металу носить локальний характер. Інтенсивна течія спостерігається безпосередньо з під пуансона. Збільшення діаметра порожнини d > 25 мм призводить до течії всього об'єму металу заготовки в стінку із осередку деформації.

© В.М. Горностай, А.М. Потятиник, М.О. Єфремов, Є.Ю. В'язовський, В.В. Шаповалов



d =15 мм d =20 мм d =25 мм d =38 мм

Рис. 9. **Розподіл ступеня використання ресурсу пластичності ψ по об'єму кінцевого виробу**

Для оцінки можливості отримання виробу необхідної конфігурації розглянемо ступінь використання ресурсу пластичності по об'єму заготовки який представлено на рис. 9. Розглядаючи отримані розподіли треба сказати що при малих діаметрах порожнини можливе виникнення незначних дефектів на внутрішній стінці порожнини тоді як при великих d > 25 мм та при початковій висоті розташування заготовки h = 8мм якість стінки буде краще ніж при h = 5 мм.

На основі проведених чисельних експериментів, визначивши силові режими та напружено-деформований стан була розроблено технологічне оснащення для отримання порожнистих виробів зворотним холодним видавлюванням з роздачою. Схема штампу наведена на рис. 10.

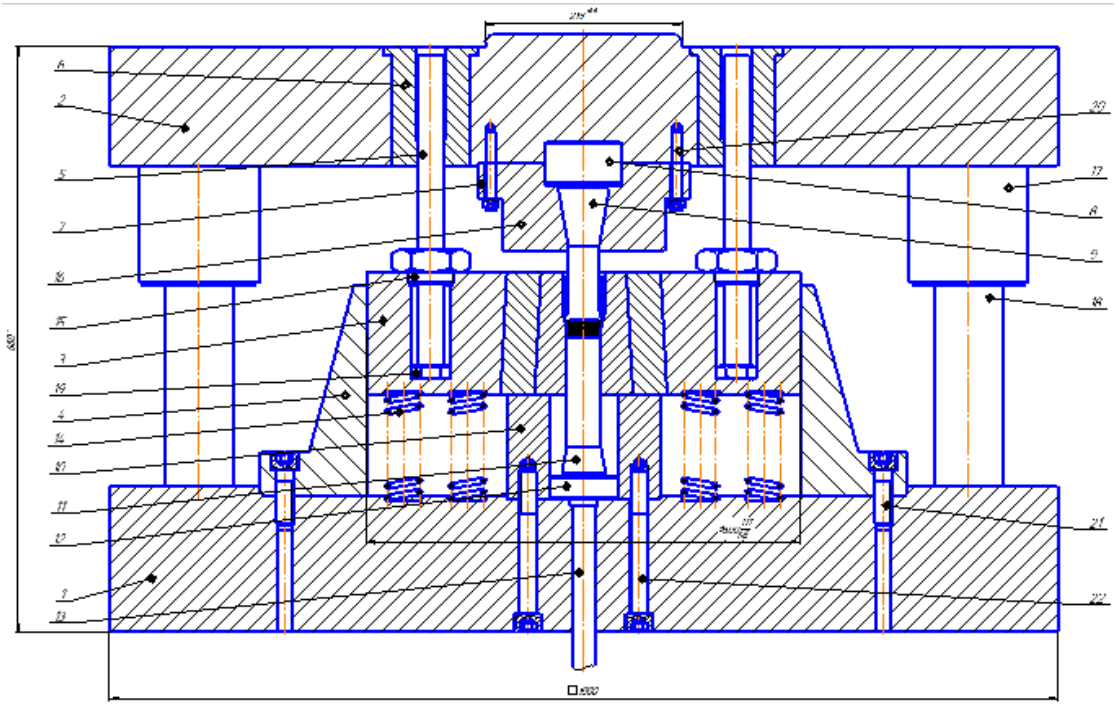


Рис.10 **Схема штампу для холодного зворотного видавлювання порожнистих виробів з роздачою.**

Штамп складається з двох частин. В нижній частині штампу розташовується рухомій пакет штампу 1 який складається з бандажовоної матриці. Бандажована матриця направляється по направляючому кільцю 5, яке кріпиться до нижньої плити штампу 4 за допомогою гвинтів 21. Закрита висота визначається висотою опорного кільця 8, що закріплене на нижній плиті гвинтами 22. В свою чергу в ньому розташований виштовхувач 11 який спирається на підкладну плити 12.

В верхній частині штампа за допомогою гвинтів 20 до верхньої плити 2 кріпиться пуансонотримач 7, в ньому розташований пуансон 9, що спирається на опорну плиту 8. Враховуючи отримані данні з чисельних експериментів по зусиллю виймання пуансону з виробу

© В.М. Горностай, А.М. Потятиник, М.О. Єфремов, Є.Ю. В'язовський, В.В. Шаповалов

знімач не будемо використовувати в даній конструкції. Рух бандажованої матриці будемо здійснювати за допомогою тяг 5.

Штамп працює наступним чином: при верхньому положенні верхньої плити бандажована матриця 1 знаходиться в своєму верхньому положенні. Завантажуємо заготовку з нанесеним попередньо змащенням в робочу зону матриці та спирається на виштовхувач 11.

При здійснені робочого ходу верхня плита 2 з закріпленими в ній елементами рухається вниз доки не відбудеться контакт пуансона з заготовкою. Тяги 5 налаштовані таким чином, щоб контакт їхньої опорної частини з рухомим бандажом відбувся одночасно з контактом пуансона з заготовкою. При подальшому русі вниз відбувається процес зворотного холодного видавлювання порожнини з роздачою. Матриця та пуансон рухаються з однаковою швидкістю. Робочий хід визначається необхідною глибиною порожнини яку можна регулювати змінюючи виштовхувач, опорну втулку та пуансон. Гальмування бандажованої матриці здійснюється за допомогою пружин 13.

Після завершення процесу видавлювання виконується хід верхньої плити штампа вверх. Здійснюється виймання пуансона з готового виробу та розкривання штампу. Після чого тяги 5 повертають матрицю в початкове положення. Виймання заготовки з матриці здійснюється за допомогою виштовхувача 11 , який приводиться в рух виштовхувачем пресу.

Виходячи з отриманих результатів силових режимів та габаритних розмірів штампу він може встановлюватися на прес ДБ2436 номінальним зусиллям 4000 кН.

Висновки

Досліджено вплив ступеня деформації для двох початкових розташувань заготовки на можливість отримання порожнистих виробів зворотним видавлюванням з роздачою. Визначено силові режими напружено-деформований стан, прогнозовано кінцеву форму виробу. Запропонована схема штампу для реалізації процесу зворотного видавлювання порожнини з роздачою.

Список літератури.

1. Холодная объемная штамповка. Справочник. / Под ред. *Г.А. Навроцкого*. - М:. Машиностроение, 1973, - 496 с.

2. Ковка и штамповка. Справочник. В 4-х т.; т. 3. Холодная объемная штамповка / Под ред. *Г.А .Навроцкого*. – М.: Машиностроение, 1987. -384 с.

3. Третьяков А.В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / *А.В. Третьяков, В.И*. Зюзин // 2-е изд.– М.: Металургия,1973-224.

4. Калюжний В.Л. Аналіз схем холодного видавлювання вісесиметричних порожнистих виробів / Калюжний В.Л., Потятиник А.М. // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. Луцьк 2017. Випуск №59. С. 137-143.

5. Калюжный В.Л. Сравнительный анализ процессов обратного выдавливания и прямого выдавливания с раздачей изделий с полостью постоянного диаметра / В.Л. Калюжный, Л.И. Алиева, И.П. Куликов // Обработка материалов давлением: сб. науч. трудов. – Краматорск: ДГМА, 2013. - №4(37). – С. 87-92

6. А.М. Потятиник Визначення впливу початкового положення заготовки на параметри процесу холодного зворотного видавлювання порожнистих виробів з роздачою / А.М. Потятиник, В.М. Горностай, С.Ф. Сабол, О.С. Головко, М.О. Єфремов, А.О. Брензей // Вісник НТУ «ХПІ». ». 2018. № 41 (1259). - С.166-170

7. Потятиник А.М. Аналіз впливу параметрів процесу холодного зворотнього видавлювання порожнистих виробів з роздачою / Потятиник А.М., Горностай В.М, Сабол С.Ф. // Вісник НТУ «ХПІ». 2017. № 37 (1259). - С.66-70.

8. Калюжный В.Л. Определение усилий извлечения пуансона из сдеформированной заготовки и выталкивания заготовки из матрицы при холодном выдавливании полых изделий с разной степенью деформации / В.Л. Калюжный, Л.И. Алиева, В.Н. Горностай // Усовершенствование процессов и оборудования для обработки давлением в металлургии и машиностроении: сб. науч. трудов. – Краматорск: ДГМА, 2016. - №1(42). – С. 90-100.

9. *Deform-3D* – мощная система моделирования технологических процессов [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.tesis.com.ru/software/deform.

Рецензент:

Калюжний В.Л., д.т.н., професор, професор кафедри механіки пластичності матеріалів та ресурсозберігаючих процесів Національного технічного університету України „Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”

Стаття надійшла до редакції 01.05.2019

© В.М. Горностай, А.М. Потятиник, М.О. Єфремов, Є.Ю. В’язовський, В.В. Шаповалов

УДК 621.762.5

Т.П. Гребенок, О.К. Радченко, В.І. Субботін, Ю.Ф. Луговський, А.І. Іценко, Р.В. Литвин, С.В. Ярмолінський

Інститут проблем матеріалознавства імені І. М. Францевича НАН України

ШАРУВАТІ КОМПОЗИТИ ІЗ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ТИТАНУ

Вперше виготовлено шаруваті композити з твердих сплавів на основі карбіду титану. Досліджено структуру і вивчено механічні властивості двох композитів з п'яньма та тринадцятьма шарами відповідно. Кожний дизайн був укладений вручну із фрагментів прокатаних стрічок, при цьому різну товщину шарів одержували за рахунок укладання різної кількості стрічок одного й того ж складу. Відносна густина стрічок становила приблизно 0,5. Набрані відповідним чином зразки отримували методом спікання під тиском до майже безпористого стану.

Ключові слова: *карбід титану, твердий розчин, твердий сплав, шаруватий композит, механічні властивості.*

Т.П. Гребенок, А.К. Радченко, В.И. Субботин, Ю.Ф. Луговской, А.И. Иценко, Р.В. Литвин, С.В. Ярмолинский

СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ТИТАНА

Впервые изготовлено слоистые композиты из твердых сплавов на основе карбида титана. Исследованы структура и изучены механические свойства двух композитов с пятью и тринадцатью слоями соответственно. Каждый дизайн был уложен вручную из фрагментов прокатанных лент, при этом разную толщину слоев получали за счет укладки различного количества лент одного и того же состава. Относительная плотность лент составляла примерно 0,5. Набранные соответствующим образом образцы методом спекания под давлением до почти беспористого состояния.

Ключевые слова*: карбид титана, твердый раствор, твердый сплав, слоистый композит, механические свойства.*

T.P. Hrebenok, O.K. Radchenko, V.I. Subbotin, Ju.F. Lugovskoj, A.I. Itsenko, R.V. Litvin, S.V. Yarmolinskij

LAYERED COMPOSITES OF TITANIUM CARBIDE-BASED HARD ALLOYS

For the first time, layered composites made of solid alloys based on titanium carbide are manufactured. Their structure and mechanical properties are studied. The structure and the mechanical properties of the two composites with a five and thirteen layers, respectively, were investigated. Each design was laid by hand from fragments of rolled tapes, with a different thickness of layers obtained by stacking different numbers of tapes of the same composition. The relative density of the tapes was about 0.5. Suitably collected samples by pressure sintering to an almost non-porous state.

Keywords: *titanium carbide, solid solution, hard alloy, laminated composite, mechanical properties.*

Постановка проблеми. Проблема підвищення службових характеристик матеріалів на основі карбіду титану актуальна на протязі багатьох років. Інтенсивне використання в техніці нових матеріалів, більшість з яких відноситься до таких, що важко обробляються, вимагає подальшого удосконалення технології виготовлення інструментальних матеріалів. До недоліків твердих сплавів відноситься низька пластичність (низька в'язкість руйнування чи тріщиностійкість). Подолати цей недолік можна за рахунок зміни дизайну виробу, зокрема виготовляючи його шаруватим, при цьому одні шари будуть забезпечувати твердість і міцність, а другі – в'язкість і пластичність.

Як правило, для монолітних твердих матеріалів існує закономірність: зі збільшенням твердості зменшується в'язкість руйнування. Для підвищення в'язкості руйнування (K_{Ic}) твердих і крихких матеріалів їх виготовляють у вигляді композитів, зокрема шаруватих [1]. У таких системах створюють штучні внутрішні напруження, які гальмують поширення тріщини і підвищують K_{Ic} [2]. Тверді сплави, зокрема на основі карбіду титану, також відносяться до матеріалів з низькою в'язкістю руйнування [3].

Мета роботи – одержати шаруваті композити на основі багатокомпонентної карбідної системи TiC-VC-Mo_2C-NbC з нікель-хромовим або нікелевим зв'зником, дослідити їх структуру і визначити механічні властивості.

Технологія одержання шаруватих композитів. У запропонованій роботі отримані багатошарові композити зі сплавів на основі карбіду титану. Досліджено їх структуру і вивчені механічні властивості. Для складів №1 і №2 попередньо отримували твердий розчин вихідних карбідів (TiC, VC, Mo_2C і NbC). Склад вихідних сумішей порошків для окремих шарів композиту

© Т.П. Гребенок, О.К. Радченко, В.І. Субботін, Ю.Ф. Луговський, А.І. Іценко, Р.В. Литвин, С.В. Ярмолінський

наведено у таблиці 1. На рис.1 показано металографічні зображення композитів у площині перпендикулярній напрямку шарів: пятишаровий композит (а), тринадцатишаровий композит (б).

Для вихідних сумішей визначали стандартні технологічні властивості: насипну густину (НГ), відносну насипну густину (ВНГ), густину утруски (ГУ) та відносну густину утруски (ВНУ), коефіцієнт Хаузнера (HR), кут природного укосу (φ) та коефіцієнт внутрішнього тертя (tg φ). Одержані середні величини зведені у таблиці 2.

Після введення у суміші порошків 5% розчину каучуку у бензині були отримані гранули розміром менше 700 мкм, які були прокатані у стрічки на чистовій кліті прокатного стану ІМ-1 системи «кварто» з горизонтальним розташуванням робочих та опорних валків діаметром 40 і 110 мм відповідно [4].

З кожної стрічки прокатаної з різних складів прес-порошків при різних зазорах було зроблено вирубки у вигляді зразків діаметром 7.4 мм, на яких було визначено висоту та масу. Зразки вирубували починаючи від краю стрічки перпендикулярно до напрямку її прокатування. Зазори між сусідніми вирубленими зразками були відсутні, що давало змогу у майбутньому визначити положення зразка на стрічці. Потім маючи висоту і масу було визначено об'єм, щільність, та коефіцієнт сортаменту прокату. Найкращі результати були одержані на стрічках прокатаних при зазорі 0,4 мм.

Для подальшого використання неспечені стрічки повинні бути достатньої міцності, мати найменшу зміну густини по ширині та не мати зовнішніх дефектів. Для визначення оптимальних режимів прокатування проводили при 4 різних зазорах між валками, а саме 0,4; 0,25; 0,2 та 0,15 мм. Отримані стрічки мали товщину 0,45-0,55 мм і відносну щільність близьку до 0,5. З них були вирізані пластинки, які відповідним способом укладали і проводили гаряче пресування у графітовій пресформі під тиском 20 МПа при температурі 1450-1500°C, часу витримки 8-10 хвилин після повної усадки. Зміна дизайну відбувалась за рахунок укладання прямокутних фрагментів стрічок різного хімічного складу, а різної товщини шарів досягали за рахунок укладення одночасно декількох фрагментів однакового складу. Тобто товщина одного шару ($H_ш$) розраховувалась за формулою

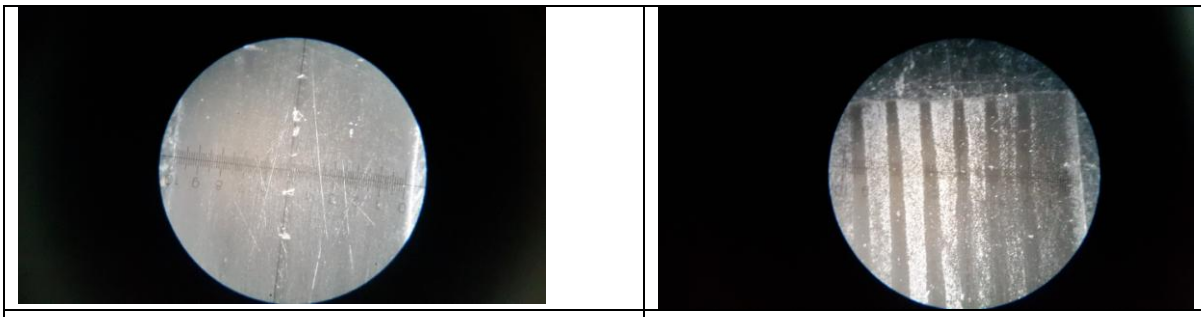
$$H_ш=h*\gamma*n \quad (1)$$

де h – товщина одного фрагменту стрічки, γ – відносна густина стрічки, n – кількість однакових фрагментів.

Таблиця 1

Хімічний склад сумішей

Склад суміші	TiC	VC	NbC	Mo_2C	Ni	Cr	Mo
№1	61,6	–	–	–	20,4	–	18
№2	75	5	5	5	8	2	–
№3	67	5	5	5	14,4	3,6	–



а б

Рис. 1 – **Металографічні зображення композитів у площині перпендикулярній до напрямку шарів: а) пятишаровий композит, б) тринадцатишаровий композит**

© Т.П. Гребенок, О.К. Радченко, В.І. Субботін, Ю.Ф. Луговський, А.І. Іценко, Р.В. Литвин, С.В. Ярмолінський

Таблиця 2.

Технологічні властивості вихідних сумішей порошків

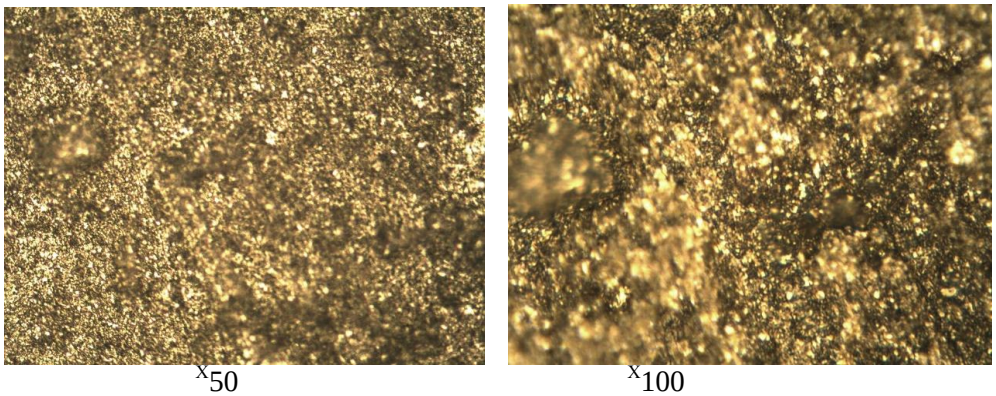
Склад	Адитивна густина, г/см^3	НГ, г/см^3	ВНГ	ГУ, г/см3	ВГУ	Коефіцієнт Хаузнера	Кут природного укосу, градуси	Коефіцієнт внутріщнього тертя (tg φ)
№1	6,462	0,869	0,137	1,143	0,181	1,316	-	-
№2	5,073	0,913	0,180	1,343	0,265	1,471	59	1,673
№3	5,966	0,873	0,146	1,378	0,272	1,856	52,5	1,428

До кожної суміші додавали однакову кількість пластифікатору, а саме 20 мл на 100 грамів порошку. Якщо припустити, що під час наступної сушки увесь розчинник (бензин) випаровувався, то концентрація каучуку у шихті твердого сплаву становила 1 мас. %. У нашому випадку напевне реалізовувалося розташування каучуку на поверхні частинок або конгломератів частинок. Таке розташування каучуку дозволяло формувати міцне з'єднання між окремими частинками, або їх конгломератами, та залишати значний об'єм пор між частинками. Після додавання зв'язуючого порошок сушився з безперервним переміщуванням до формування гранул. Великі гранули порошку протиралися через сита з розміром чарунки 2,5; 1,0 мм та 650 мкм. Після гранулювання відносна густина порошку зменшилася, так ВНГ гранул суміші №2 зменшилася на 33% і становила 0,0985. Відносна насипна щільність порошків може служити кількісним показником їх придатності до формування, чим вона менша тим краще формується порошок. Гранули готового прес-порошку показані на рис. 2.



Рис. 2 – **Гранули порошків карбідів зі зв'язником**

Металографічні дослідження. Металографічні дослідження проводили на приладній базі Інженерно-фізичного факультету НТУУ «КПІ». Мікроструктура неспечених стрічок досліджувалась за допомогою оптичного мікроскопу MEIJI Techno MT8520. Дослідження також проводились за допомогою електронного растрового мікроскопу з камерою низького вакууму Selmi РЭМ 106. Результати досліджень на оптичному мікроскопі при різному збільшенні показані на рис. 3.

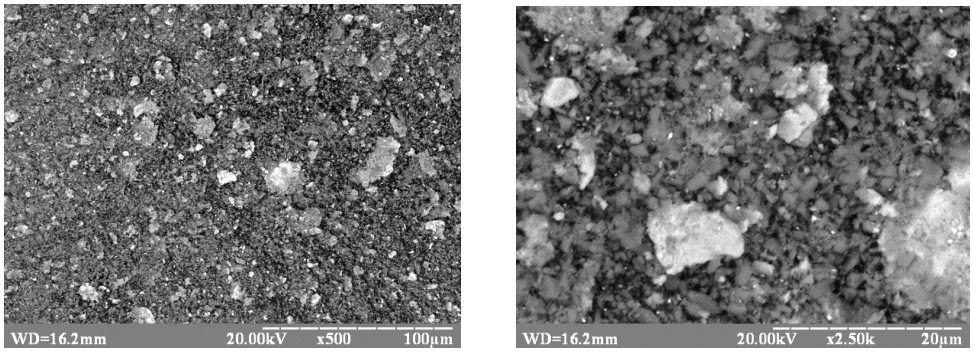


^{x}50 ^{x}100

Рис. 3 – **Зображення поверхні стрічки одержані за допомогою оптичної мікроскопії.**

© Т.П. Гребенок, О.К. Радченко, В.І. Субботін, Ю.Ф. Луговський, А.І. Іценко, Р.В. Литвин, С.В. Ярмолінський

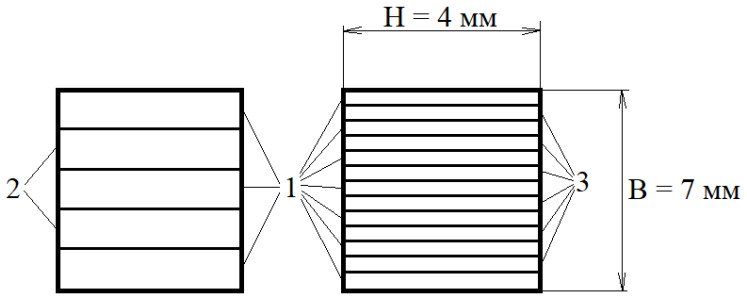
Встановлено, що якість змішування окремих компонентів шихти досить висока, однак при збільшенні $^{X}100$ видно окремі ділянки з більшою концентрацією світлої фази, напевне карбідної. При проведенні подальшого електронно-мікроскопічного дослідження було встановлено, що частинки світлої фази (карбіди), мають більший розмір, ніж частинки пластичного нікелю. Самі частинки карбідів мають форму багатокутників з гострими кутами та широкий гранулометричний розподіл (рис. 4).



X500 X2500

Рис. 4 – **SEM зображення поверхні стрічок одержані при різному збільшенні**.

Пружність і опір втомі досліджених шаруватих композитів. Схематичне зображення дизайну досліджених матеріалів представлене на рис.5. Зразки були промарковані літерами М та Б (менше та більше шарів відповідно).



а *б*

Рис.5 – **Структура і склад досліджених матеріалів: *а* - М (5 шарів) , *б* – Б (13 шарів):**

1 - твердий сплав на основі карбіду титану з 38, 4 мас. % нікель-молібденовою зв'язкою;

2 - твердий сплав на основі карбіду титану з добавками карбідів молібдену, ніобію і ванадію з 10 мас. % нікель-хромової зв'язкою;

3 - твердий сплав на основі карбіду титану з добавками карбідів молібдену, ніобію і ванадію з 18 мас. % нікель-хромової зв'язкою.

Товщина шарів становила: 1 - 0,45 мкм, 2 - 0,5 мкм, 3 - 0,55 мкм. Абсолютна густина матеріалу шару 1 - 6,3 г/см^3; 2 - 5,5 г/см^3, 3 - 5,8 г/см^3. Інтегральна густина матеріалу 1 (М) становила 4,963 10^{-3} кг / см^3, а матеріалу 2 (Б) - 5,328 10^{-3} кг/см^3.

Модуль пружності матеріалу, Е визначали шляхом створення у зразках резонансних згинальних коливань мінімальної амплітуди. При цьому фіксували резонансні частоти і розраховували модуль пружності за формулою [5]:

$$E=4\rho l^2 f^2 \qquad (2)$$

де l- довжина зразка, f - частота резонансних поздовжніх коливань на 1 формі.

1.М.

Е=4 4,963 10^{-3} кг/см^3 /980 см/с^2 (2,52 см)^2 (161,8 1/с)^2 10^6= 3,37 10^6 кг/см^2=330 ГПа

2.Б.

Е=4 5,328 10^{-3} кг/см^3 /980 см/с^2 (2,51 см)^2 (163,2 1/с)^2 10^6= 3,65 10^6 кг/см^2=358 ГПа

© Т.П. Гребенок, О.К. Радченко, В.І. Субботін, Ю.Ф. Луговський, А.І. Іценко, Р.В. Литвин, С.В. Ярмолінський

Величина Е спеченого матеріалу прямо пропорційно залежить від величини густини матеріалу. При цьому порівняння густини окремих шарів 1-3 і густини всього матеріалу (як М так і, можливо, Б), вказує на те, що матеріали мають пористість. Її легко порахувати за правилом суміші, якщо знати об'ємний вміст компонентів і відому густину кожного з них. У свою чергу пористість суттєво впливає на пружні та міцнісні властивості матеріалів.

Випробування зразків на малоциклову втому проводили на установці ВЕДС-200.

Величини статичного навантаження (прогину) вимірювали за допомогою мікроскопа з точністю 5 мкм, а подвійну амплітуду циклічного навантаження за допомогою системи датчик - осцилограф з точністю 10 мкм. Число циклів до руйнування N визначали по характерному звуку (клацання), яким супроводжувалося крихке руйнування. Сумарна розрахункова похибка визначення σ_{max} становила 10%.

Зразки у вигляді балочок постійного прямокутного поперечного перерізу розмірами 25х7х4 мм закріплювали так, що шари при навантаженні розташовувалися вертикально, тобто товщина зразка Н при вигині становила 4 мм. Температура випробувань: 16^0С. Частота асиметричною циклічного навантаження 760 - 770 Гц. Коефіцієнт асиметрії циклу $R = \sigma_{min} / \sigma_{max} = 0{,}61$ -0,75. Зразок встановлювали в пристосування для статичного навантаження на ролики з відстанню між осями 21,4 мм. Фіксували зразок від переміщень і розміщували пристосування у середині пружного навантажуючого елемента - скоби. Скоба жорстко закріплена на рухомій платформі електродинамічного вібростенда ВЕДС-200. Зразок навантажувався статичним переміщенням х = Аст гвинтом, розташованим у верхній частині скоби. Прогин зразка вимірювався за допомогою мікроскопа при збільшенні у 200 разів (ціна поділки 5 мкм). Вібростенд здійснював вертикальні коливання в діапазоні частот від 100 Гц до 3 кГц. Регулюючи частоту коливань вібростенда знаходили резонансну частоту коливальної системи скоба - зразок. При цьому задавали амплітуду коливань АЦ і фіксували за допомогою мікроскопа при збільшенні у 200 разів, а також за допомогою сигналу пьезоелетрічного датчика переміщень що передавався на осцилограф. Розрахунок напружень у зразку проводили за формулою для 3 точкового вигину

$$\sigma_B^M = \frac{1{,}5F_{max}\,l}{bh^2}, \qquad (3)$$

де *b* – ширина зразка, *h* – товщина, *l* – відстань між осями нижніх роликів. Величину навантажуючої сили *F* визначали з діаграми на рис. 6 *F (сила) –х (переміщення)*. На початковій ділянці залежність може бути описана наступною формулою

$$F = 3954x - 229. \qquad (4)$$

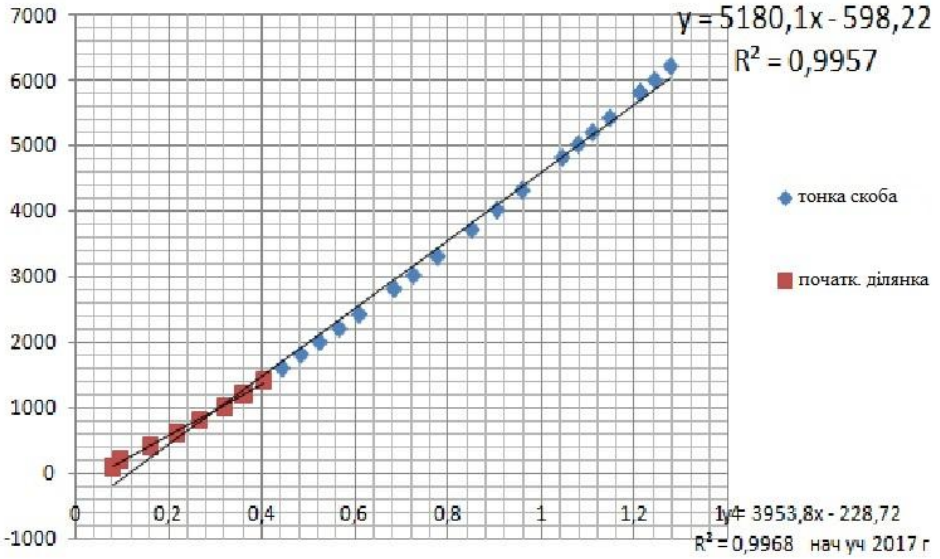


Рис. 6– **Залежність переміщень верхньої частини скоби (прогину) від зовнішньої сили**

Розрахунок повних напружень у зразку при статичному і одночасно циклічному навантаженні проводили за формулами (1) і (2). При цьому

F_{max}= 3954(х + $A_ц$) – 229 , (Н) ,

© Т.П. Гребенок, О.К. Радченко, В.І. Субботін, Ю.Ф. Луговський, А.І. Іценко, Р.В. Литвин, С.В. Ярмолінський

$$F_{min} = 3954(x - A_ц) - 229 \text{ , (Н).} \quad (3)$$

Зразки навантажували статичним навантаженням і циклічної навантаженням - режим роботи характерний для ріжучих інструментів.

Результати втомних випробувань і їх аналіз

Таблиця 3

Розміри і результати досліджень зразків матеріалу М.

№ Зр.	*h,* мм	*b,* мм	$b\,h^2$	σ_{cm}, МПа	σ_{max}, МПа	σ_{min}, МПа	R	*N, цикл*
1	3,96	5,57	87,34	46	54	40	0,74	764
2	4,04	5,52	90,09	24	30	18	0,6	770
3	4,21	5,39	95,53	2	2,2	1,8	0,82	$4,6\ 10^5$
3а	4,21	5,39	95,53	2	2,6	1,4	0,54	$4,6\ 10^5$
3б	4,21	5,39	95,53	2	2,9	1,2	0,43	$1,9\ 10^4$

Таблиця 4

Розміри і результати досліджень зразків матеріалу Б.

№ Зр.	*h,* мм	*b,* мм	$b\,h^2$	σ_{cm}, МПа	σ_{max}, МПа	σ_{min}, МПа	R	*N, цикл*
1	3,97	6,89	108,59	20	40	0	0	3 850
2	3,93	6,66	102,86	-	-	-	-	0
3	4,02	6,43	103,91	20,8	20,8	0	0	0

Висновки

1. Встановлено, що зміна зазору між валками від 0,15 до 0,4 дозволяє сформувати з одержаних гранул високоякісні стрічки (без візуальних дефектів).

2. Проведені експерименти показали працездатність методики втомних випробувань на 3-точковий вигин крихких матеріалів і поставили задачу подальшого підвищення точності вимірювань та достовірності результатів

3. При порівняльному дослідженні двох різних структур шаруватих композитів встановлено, що матеріал М та матеріал Б мають близькі характеристики втомної міцності. кращі показники випробувань на втому ніж матеріал з більшою кількістю шарів (матеріал Б). При цьому встановлено, що в шарах з більшою кількістю карбідів спостерігається більша кількість дефектів, що ймовірно пов'язано з неоптимальним режимом гарячого пресування для одного з шарів.

4. У в'язку з тим, що властивості шаруватих композитів залежать від великої кількості параметрів, більшість з яких не були враховані (таких як, наприклад, окисленість порошків), в одержаних матеріалах не вдалось досягти високих механічних властивостей.

1. Marshall D., Ratto J.J., Lange F. Enhanced fracture toughness in layered microcomposites of Ce-ZrO_2 and Al_2O_3/J. Am. Cerami. Soc., 1991, 74, 12. – P.2979-2981.

2. Sbaizero O., Lucchini E. Influence of residual stresses on the mechanical properties of a layered ceramic composite/J. Europ. Ceram. Soc.1996.- 16. – P.813-818

3. Витрянюк В.К., Степанчук А. Н. Спеченные безвольфрамовые твердые сплавы. – К.: ЗАО «Випол», 2011. – 248с.

4. Виноградов Г.А., Семёнов Ю.Н., Катрус О.А., Каташинский В.П. Прокатка металлических порошков. . М.: Металлургия, 1969. –382 с.

5. Кузьменко В.А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов/ - Киев: Изд-во АН УССР,1963. - 152 с.

Рецензенти:

Бєлік В.Д., старший науковий співробітник відділу 21 ІПМ НАНУ, кандидат технічних наук

Сліпченко В.М., науковий співробітник відділу фазових перетворень Інституту металофізики ім.Г. В. Курдюмова, кандидат технічних наук

Стаття надійшла до редакції 22.04.2019

© Т.П. Гребенок, О.К. Радченко, В.І. Субботін, Ю.Ф. Луговський, А.І. Іценко, Р.В. Литвин, С.В. Ярмолінський

УДК 624. 132.3.001.24

Ю.О. Гуменюк[1], Ю.В. Човнюк[1], Г.А. Герасимчук[2]
[1]Національний університет біоресурсів і природокористування України, м. Київ
[2]Луцький національний технічний університет, м. Луцьк

МЕТОД ПОШУКУ РОЗВ'ЯЗКІВ ЗАДАЧІ КОШІ КВАЗІЛІНІЙНИХ РІВНЯНЬ В ДОСЛІДЖЕННЯХ ДИНАМІКИ РУХУ ҐРУНТІВ СІЛЬСЬКОГОСПОДАРСЬКОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

У статті запропонована методика пошуку розв'язку задачі Коші квазілінійних рівнянь у виді формальних степеневих рядів за однією змінною з коефіцієнтами, залежними від іншої змінної. Формальні ряди збігаються до істинних розв'язків задачі Коші. Оскільки квазілінійні рівняння є деякими наближеннями нелінійних диференціальних рівнянь, що описують реальні процеси руху ґрунту сільськогосподарського призначення, то у даній роботі розглянуте питання про пошук розв'язків задачі Коші у вигляді вказаних вище формальних степеневих рядів для нелінійних рівнянь спеціального виду у частинних похідних першого порядку і вище. Такі рівняння охоплюють широкий клас диференціальних рівнянь математичної фізики. Реалізація єдиного підходу, запропонованого у даній роботі, дає можливість отримувати розв'язки для найбільш типових – нелінійних тематичних моделей руху ґрунтів сільськогосподарського призначення.

Ключові слова: *дослідження, динаміка, рух, ґрунти сільськогосподарського призначення, нелінійні моделі, квазілінійні рівняння, метод пошуку, розв'язки задачі Коші.*

Ю.О. Гуменюк, Ю.В. Човнюк, Г.А. Герасимчук

МЕТОД ПОИСКА РЕШЕНИЙ ЗАДАЧИ КОШИ КВАЗИЛИНЕЙНЫХ УРАВНЕНИЙ В ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ДВИЖЕНИЯ ГРУНТА СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

В статье предложенная методика поиска решения задачи Коши квазилинейных уравнений в виде формальных степенных рядов по одной переменной с коэффициентами, зависящими от другой переменной. Формальные ряды совпадают к истинным решений задачи Коши. Поскольку квазилинейные уравнения являются некоторыми приближениями нелинейных дифференциальных уравнений, описывающих реальные процессы движения почвы сельскохозяйственного назначения, то в данной работе рассмотрен вопрос о поиске решений задачи Коши в виде указанных выше формальных степенных рядов для нелинейных уравнений специального вида в частных производных первого порядка и выше. Такие уравнения охватывают широкий класс дифференциальных уравнений математической физики. Реализация единого подхода, предложенного в данной работе, дает возможность получать решения для наиболее типичных – нелинейных тематических моделей движения почв сельскохозяйственного назначения.

Ключевые слова: *исследования, динамика, движение, почвы сельскохозяйственного назначения, нелинейные модели, квазилинейный уравнения, метод поиска, решения задачи Коши.*

Yu. Humenyuk, Yu. Chovnyuk, H. Herasymchuk

THE METHOD OF SEARCH OF SOLUTIONS TO THE PROBLEM OF QUASILINEAL EQUATIONS COURSES IN RESEARCHES OF DYNAMICS OF SOURCES OF AGRICULTURAL PURPOSES

In the article, the proposed method of finding a solution to the Cauchy problem of quasilinear equations in the form of formal power series in one variable with coefficients depending on another variable. Usually give examples where the formal series coincides with the true solutions of the Cauchy problem. But the quasilinear equations are some approximations of nonlinear differential equations that describe the real processes of soil motion, then questions arise to find solutions to Cauchy's problems in the form of the above-described formal power series for nonlinear equations of the special form in partial derivatives of the first-order and higher order, typical for simulation the movement of agricultural soils within the limits of nonlinear approximations of deformation processes of such soils.

Keywords**:** *research, dynamics, motion, agricultural soils, nonlinear models, quasilinear equations, search method, solutions of the Cauchy problem.*

Постановка проблеми. Значна увага, що приділяється останніми роками проблемі охорони родючості та призупинення деградації ґрунтів, пов‘язана із стурбованістю суспільства станом довкілля та усвідомленням ролі ґрунтового покриву в забезпеченні екологічної та продовольчої безпеки будь-якої держави. Адже, грунтовий покрив є одним з основних компонентів довкілля, що виконує життєво важливі біосферні функції. Ґрунтовий і рослинний покрив у природі утворюють єдину систему. Втрата ґрунтом родючості, його деградація позбавляють рослини екологічних основ їхнього існування. Грунти є основним джерелом виробництва сільськогосподарської продукції.

Відповідно однією з найбільш актуальних проблем сучасної науки є системне дослідження природних процесів, прогнозування та комплексна оцінка змін у навколишньому середовищі під

© Гуменюк Ю.О., Човнюк Ю.В., Герасимчук Г.А.

дією антропогенного навантаження, а результати таких досліджень, зокрема дослідження динаміки руху ґрунту сільськогосподарського призначення, мають стати науково обґрунтованою основою для вирішення актуальних проблем сталого розвитку і продуктивності сільського господарства.

При досліджені динаміки руху ґрунту сільськогосподарського призначення (ГСП)зазвичай ставлять задачу про знаходження розв'язків квазілінійних рівнянь, які є лінійними за своїми старшими похідними, і, по суті, належать до рівнянь з частинними похідними першого та другого порядків. Можна здійснювати пошук розв'язків задачі Коші таких рівнянь у виді формальних степеневих рядів за однією змінною з коефіцієнтами, залежними від їхньої змінної. Зазвичай приводять приклади, коли формальні ряди збігаються до істинних розв’язків задачі Коші. Але квазілінійні рівняння є, взагалі кажучи, деякими наближеннями нелінійних диференціальних рівнянь, що описують реальні процеси руху ГСП, тоді виникає питання пошуку розв’язків задач Коші у вигляді саме вказаних вище формальних степеневих рядів для нелінійних рівнянь спеціального виду у частинних похідних першого порядку і вище, типових для моделювання руху ГСП в межах нелінійних апроксимацій процесів деформування таких ґрунтів.

Аналіз публікацій за темою дослідження.

Динаміка руйнування ґрунту робочими органами землерийних машин розглянута у [1], аналіз руху ґрунту, який обробляється дорожньо-будівельними машинами проведений у [2]. Автори [3, 4] запропонували методи аналізу моделей процесу взаємодії робочих органів дорожніх машин з ґрунтом. У [5] досліджені розв'язки математичних моделей динаміки ґрунтів. Автор [6] запропонував розв'язки скалярного рівняння з векторним параметром, що моделює процеси нелінійного деформування ґрунтів. Проте ніхто з дослідників нелінійної динаміки ґрунтів не досліджує ґрунти сільськогосподарського призначення (ГСП) і, відповідно, задача Коші для таких ґрунтів у нелінійній постановці не розв’язана.

Мета роботи полягає у знаходженні розв’язків задачі Коші у вигляді формальних степеневих рядів для нелінійних рівнянь спеціального типу у частинних похідних першого і вищих порядків, що адекватно описують рух ГСП в межах нелінійних динамічних моделей.

Виклад основного змісту дослідження.

Розглянемо задачу Коші для диференціального рівняння у частинних похідних:

$$F\left(\partial^k v/\partial x^k,\ \partial^k v/\partial t^k,\ v\right) = 0; x \in [0,\ a]; t \in [0, \infty); k = 1, 2 \ldots, \quad (1)$$

з початковими умовами:

$$v(0,\ t) = v_0(t);\ \partial v(0,\ t)/\partial x = v_1(t), \ldots,\ \partial v^{k-1}(0,\ t)/\partial x^{k-1} = v_{k-1}(t),$$

де F – аналітична функція у точці $(0, 0, 0)$й $F(0, 0, 0) = 0$.

Для розв’язку цієї задачі запишемо скалярне рівняння:

$$F(z, u, w) = 0, \quad (2)$$

Отримане з формули (1) заміною відповідних частинних похідних й невідомої функції на змінні z, u, w.

Тепер можемо сформулювати твердження: нехай рівняння (2) має розв'язок $z = z(u, w)$, тоді задача Коші для диференціального рівняння (1) може мати розв'язок у виді формального степеневого ряду:

$$v(x,\ t) = v_0(t) + v_1(t)x + \cdots + \frac{1}{(k-1)!}v_{k-1}(t)x^{k-1} + v_k(t)x^k + \cdots \quad (3)$$

Справедливість цього твердження випливає з того, що, згідно умови, з рівняння (1) можна виразити похідну порядку k по змінній x, тобто отримати рівність:

$$\partial^k v/\partial x^k = z\left(\partial^k v/\partial t^k,\ v\right).$$

Підставляючи у останню рівність ряд (3), матимемо вираз:

$$(k!)v_k(t) + [(k+1)!]v_{k+1}(t)x + \cdots = z\left\{v_0^{(k)}(t) + \cdots,\ v_0(t) + v_1(t)\,x + \cdots\right\}.$$

Припустимо, що функцію z можна подати у вигляді степеневого ряду за степенями x:

$$z = z_0(t) + z_1(t)x + \cdots + z_{k-1}(t)x^{k-1} + z_k(t)x^k + \cdots$$

Тоді, якщо $z_0(t)$ не залежить від$v_k(t)$, $v_{k+1}(t)$,…, а $z_1(t)$ не залежить від$v_{k+1}(t)$,$v_{k+2}(t)$ тоді процес знаходження $v_k(t)$, $v_{k+1}(t)$ однозначний після прирівнювання коефіцієнтів при однакових степеняхx. Достатні умови такого представлення функції z будуть вказані нижче.

Розглянемо конкретний приклад.

Приклад. Нехай необхідно розв’язати задачу Коші для рівняння:

$$(\partial^2 v/\partial x^2)^n + (\partial^2 v/\partial t^2)^n - 2v^2 = 0 \quad (4)$$

з початковими умовами:

© Гуменюк Ю.О., Човнюк Ю.В., Герасимчук Г.А.

$$v(0,t) = \partial v(0,t)/\partial x = \exp(t). \quad (5)$$

Підставляючи ряд $v(x,t) = e^t + e^t x + v_2(t)x^2 + v_3(t)x^3 + \cdots$ у рівняння (4) й, прирівнюючи до нуля коефіцієнти при однакових степенях *x*, матимемо:

$$v_2(t) = e^t/2!,\ v_3(t) = e^t/3!, \ldots\ v_{n+1}(t) = e^t/(n+1)!. \ .$$

Таким чином, маємо степеневий ряд, котрий збігається до істинного розв'язку задачі Коші для рівняння (4):

$$v(x,t) = \exp(t+x). \quad (6)$$

Перейдемо далі до достатньої ознаки існування формальних розв'язків рівняння (1). Відомо [6], що якщо скалярне рівняння (2) при $u = 0$ (чи $w = 0$) має простий розв'язок $z = z(w)$(чи$z = z(u)$), тоді рівняння (2) має розв'язок у вигляді степеневого ряду, у якому наявні, взагалі кажучи, дробові додатні та від'ємні степені *w* (чи *u*), й натуральні степені *u* (чи *w*). У обох цих випадках задача Коші для диференціального рівня (1) має формальний розв'язок розглядуваного виду.

Слід зазначити, що скалярне рівняння (2) для диференціального рівняння (4) можна записати у вигляді:

$$z^n + u^n - 2w^n = 0,$$

і при $u = 0$воно має простий розв'язок:

$$z = \sqrt[n]{2}w.$$

Таким чином, задача Коші для диференціального рівняння (4) має за будь-яких початкових умов формальний розв'язок.

Зокрема, якщо $v(0,t) = \partial v(0,t)/\partial\, x = e^t$, тоді матимемо розв'язок (6).

Повернемось тепер до рівняння, яке аналізують автори робіт [1, 5]:

$$\gamma\left(\frac{\partial v}{\partial t} + v\frac{\partial v}{\partial x}\right) = -\frac{\partial p}{\partial x}, \quad (7)$$

котре описує рух ґрунту між переднім зрізом проникаючого тіла й границею ударної хвилі. Таке рівняння можна застосувати для розгляду процесу взаємодії ґрунтообробного робочого органу (культиваторної лапи) з оброблюваним ґрунтом. У (7) *x* – просторова координата; *t* – час; p, γ, v – тиск, щільність та швидкість частинок ґрунту.

Якщо $\gamma = const$, а величину, котра стоїть у правій частині рівняння (7), $-\frac{\partial p}{\partial x}$, можна подати рядом:

$$-\frac{\partial p}{\partial x} = \sum_{i+j+k>1}^{\infty} a_{ijk}\left(\frac{\partial v}{\partial t}\right)^i\left(\frac{\partial v}{\partial x}\right)^j v^k, \quad (8)$$

тоді рівняння (7) є частинним випадком рівняння (1).

Висновки

1. Запропонований метод пошуку розв'язків задачі Коші рівняння для дослідження динаміки руху ГСП в межах його нелінійної моделі. Цей розв'язок розшукується у вигляді збіжного степеневого ряду, котрий описує процес взаємодії робочого органу ґрунтообробної машини з ГСП, і є, по суті, точним аналітичним рішенням квазілінійного диференціального рівняння у частинних похідних (по просторовій – *x* та часовій – *t* координатах) першого та вищих порядків.
2. Отримані у роботі результати можуть у подальшому бути використані для уточнення й удосконалення існуючих інженерних методів розрахунку параметрів робочих органів ґрунтообробних машин, взаємодіючих з ГСП, як на стадіях їх проектування й конструювання, так і у режимах реальної експлуатації.

Список використаних джерел:

1. Завьялов А.М. Динамика разрушения грунта рабочими органами землеройных машин/ А.М. Завьялов, В.А. Громов //Известия вузов. Строительство и архитектура. – 1986. - №10. – С.116 – 119.
2. Громов В.А. Анализ движения грунта, разрабатываемого дорожно-строительными машинами/В.А. Громов, А.М. Завьялов//Известия вузов. Строительство и архитектура. – 1987. - №12. – С.98 – 100.
3. Завьялов А.М. Методы анализа моделей процесса взаимодействия рабочих органов дорожных машин с грунтом А.М. Завьялов, В.А. Громов. – Деп. в ЦНИИТЭ строймаш. - №87. – сд. 1989. – 79с.
4. Громов В.А. Об отыскании решений при одномерном движении грунта/В.А. Громов, А.М. Завьялов//Известия вузов. Строительство и архитектура. – 1991. - №9. – С.106 – 108.
5. Громов В.А. О решениях математических моделей динамики грунтов /В.А. Громов, А.М. Завьялов //Известия вузов. Строительство. – 1994. - №1. – С.126 – 128.
6. Громов В.А. О некоторых решениях скалярного уравнения с векторным параметром /В.А. Громов//Сибирский математический журнал. – 1991. – Т. 32. - №5. С. 179 – 181.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2019

© Гуменюк Ю.О., Човнюк Ю.В., Герасимчук Г.А.

УДК 621. 791.92.042

Н.К. Давидчук, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко
Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

ВПЛИВ ВУГЛЕВМІСТНИХ ПОРОШКОВИХ КОМПОЗИТІВ (ЛІГАТУРИ), ОТРИМАНИХ ПРИ ВЗАЄМОДІЇ КАРБІДІВ З МЕТАЛАМИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

Досліджено закономірності формування вуглевмісних сполук та вуглецю зі складною структурою типу скелетону шляхом нагрівання суміші карбідів SiC, TiC, WC, Cr_7C_3 з металами. Встановлено, що сплавлення порошкових сумішей алюмінію з синтезованим вуглевмісним продуктом скелетонного типу призводить до формування високооднорідної структури металокомпозитів, з підвищеними значеннями міцності та твердості. Доведено що висока зносостійкість сформованих металокомпозитів забезпечується рівномірним розподілом високодисперсних карбідних утворень як кулястої, так і пластинчатої форми.

Н.К. Давидчук, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко

ВЛИЯНИЕ УГЛЕСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ (ЛИГАТУР), ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ КАРБИДОВ С МЕТАЛЛАМИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЮ

Исследованы закономерности формирования углесодержащих соединений и углерода со сложной структурой типа скелетона путем нагревания смеси карбидов SiC, TiC, WC, Cr7C3 с металлами. Установлено, что сплавление порошковых смесей алюминия с синтезированным углесодержащие продуктами скелетонного типа приводит к формированию высокооднороднои структуры металлокомпозитов, с повышенными значениями прочности и твердости. Доказано что высокая износостойкость сформированных металлокомпозитов обеспечивается равномерным распределением высокодисперсных карбидных образований как шарообразной, так и пластинчатой формы.

N. Davydchuk, M. Gadzyra, Ya. Tymoshenko

INFLUENCE OF CARBIDE COMPOUNDS (LIGATURES) INDUCED BY INTERACTION OF CARBIDE WITH METALS ON STRUCTURING AND STRENGTHENING OF ALLOYS BASED ON THE BASIS ALUMINUM

The regularities of the formation of carbonaceous compounds and carbon with a complex structure of the skeleton type were investigated by heating a mixture of SiC, TiC, WC, Cr7C3 carbides with metals. It was established that the fusion of powder mixtures of aluminum with the synthesized carbonaceous product of the skeleton type leads to the formation of a highly homogeneous structure of metalcomposites, with increased values of strength and hardness. It has been shown that the high wear resistance of the formed metal composites is ensured by the uniform distribution of highly dispersed carbide formations, both spherical and lamellar.

Постановка проблеми. Значні резерви підвищення якості металу закладені в можливості активного та ціле направленого формування структури і властивостей шляхом введення в розплави в перед кристалізаційний період раціонально вибраних модифікаторів і мікролегуючих добавок. Модифікування і мікролегування металів є найбільш економічними і високоефективними методами впливу на формування структури відливок і придання металу підвищених технологічних властивостей.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Широке розповсюдження знаходять способи підвищення фізико-механічних та зносостійких властивостей наплавленого металу шляхом введення в розплав сумішевих модифікаторів. На сучасному етапі, що характеризується новим підходом до теорії і практики використання сумішевих модифікаторів, для їх виготовлення застосовуються новітні матеріали. В термін «новітні матеріали» вкладається сенс застосування нових способів отримання відомих речовин. До таких матеріалів можна віднести новітні форми вуглецю[1]. Використання нових структурних форм вуглецю скелетоннго типу, що утворюються шляхом еволюції структури нанорозмірних карбідів під впливом порошкових металів на структуроутворення високоміцних та зносостійких алюмінієвих сплавів призводить до зниження собівартості і покращення характеристик за рахунок високої однорідності та високої дисперсності структури, що забезпечує високі експлуатаційні характеристики металевих виробів лише після пластичної деформації без традиційних складних і вартісних операцій термічної обробки. У літературі найбільш часто зустрічаються дані про розробку композиційних матеріалів з матрицею з алюмінієвих сплавів, армованих частинками тугоплавких сполук [2],[3],[4]. Проте детального вивчення використання порошкових композитів, які містять в своєму складі наноструктурований вуглець скелетонного типу, утворений з карбіду зі структурними морфологічними властивостями

© Н.К. Давидчук, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко

для модифікування алюмінієвих сплавів не проводилось. Також не висвітлений їх вплив на структуру і зносостійкість алюмінієвого сплаву.

Постановка завдань. Метою цієї роботи є дослідження процесу формування фазового складу вуглевмісних сполук шляхом нагрівання суміші карбідів SiC, TiC, WC, Cr_7C_3 з металами та встановлення їх впливу на структуроутворення та зміцнення сплавів на основі алюмінію.

Викладення основного матеріалу. Для отримання вуглевмісних сполук шляхом взаємодії нанорозмірних карбідів з металами, в якості вихідних компонентів використовували синтезовані карбіди кремнію, хрому, титану і вольфраму, а також порошок магнію, дисперсні порошки алюмінію, титану та заліза.

Формування порошкових сумішей складу 50 карбіди – 50 Ме (% (мас.)) проводили на планетарному млині «Санд» з твердосплавними кульками (WC-Co).

Після гомогенізації та диспергування порошки брикетували в стальній двохсторонній прес-формі діаметром 40 мм на лабораторному гідравлічному пресі ПСУ-10 при навантажені 10 т.

Термічну обробку порошкових брикетів проводили в печі опору у вакуумі середнього ступеню (ДСТУ 2758-94). В процесі оптимізації була визначена температура нагріву для кожної системи окремо. Для взаємодії карбідів з магнієм -700 °С, з алюмінієм - 900°С, з титаном – 1000°С, з залізом - 1100 °С. Нагрів проводили зі швидкістю 50 °С/ хв, з наступною витримкою протягом 30 хвилин.

Отримані зразки після нагрівання подрібнювали та розмелювали протягом 30 хвилин в планетарному млині «Санд», після чого проводили рентгенографічний аналіз фазового складу порошків кожної утвореної композиції.

Рентгеноструктурний аналіз фазового складу продуктів взаємодії проводився на дифрактометрі ДРОН – УМ1 (CuK_a – випромінювання).

В таблиці 1 представлені фазові склади продуктів взаємодії, утворені в системах: карбіди-магній, карбіди- алюміній, карбіди – титан, карбіди – залізо.

Аналіз даних фазового складу досліджених систем карбіди-магній, отриманих при температурі 700 ^{0}С показав, що повної взаємодії компонентів не спостерігається, так як в складі кожної утвореної композиції присутня певна кількість непрореагованих вихідних речовин (табл.1).

Таблиця 1

Фазові склади утворених вуглевмісних сполук (лігатур)

№ лігатури	Фазовий склад лігатури, %
	Карбіди + магній
1	55,4 SiC, 37,7 Mg, 0,1C_G, 1,4 Mg_2Si, 5,4Si_3N_4
2	20,7 TiC, 60,3Mg, 6,0C_G, 13,0$(Ti,Mg)_3O_5$
3	27,6 WC, 67,8Mg, 1,2C_G, 2,1W_2C, 1,3W
4	9,2Cr_7C_3, 80,6Mg, 0,9C_G, 9,3Cr_3C_2,
	Карбіди + алюміній
5	52,1SiC, 42,6Al, 0,2C_ G, 5,1Si
6	34.2TiC, 37,4Al, 1,8C_G, 19.7Al_2O_3, 6,9Ti_3AlC_2
7	80,4$A_{l5}W$, 19,3$Al_{12}W$, 0,3C_G,
8	91,9Al_8Cr_5, 8,0Cr_2AlC, 0,1C_G
	Карбіди + титан
9	8,3TiC, 73,3SiC, 0,4C_G, 12,2Ti_5Si_3, 3,6Ti_3SiC_2, 2,2Ti_6O
10	62,4TiC, 25,2Ti_2O_3, 1,8C_G, 10,6Ti_6O
11	27,2WC, 38,0W, 34,7TiC, 0,1C_G
12	26, 2Cr_7C_3, 73,8TiC
	Карбіди + залізо
13	98,4SiC, 1,0Fe, 0,5Fe_3Si, 0,1C_G
14	50,7TiC, 20,9TiO_2, 4,1C_G, 21,3Ti_3O_5, 3,0Fe
15	86,7WC, 4,6Fe_3W_3C, 0,2C_G, 3,4WO_3, 5,1Fe
16	38,0Cr_7C_3, 44,6$(CrFe)_7C_3$, 17,0Fe_3O_4, 0,4C_G

© Н.К. Давидчук, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко

Найбільш активною до взаємодії виявилась система карбід титану - магній, для якої було встановлено найбільший вміст сформованої вільної фази вуглецю скелетонного типу.

Дослідженнями фазового складу системи карбіди – алюміній, встановлено, що при нагріванні до температури 900 °С взаємодія компонентів в даній системі відбувається також не повністю. Як видно з таблиці 1, в кінцевому складі порошкового продукту взаємодії композиції 50% SiC + 50% Al, присутня незначна кількість утвореного вуглецю скелетонного типу. Аналогічні явища відбуваються при взаємодії карбіду титану з алюмінієм. Згідно даних табл.1 в процесі нагрівання вихідної суміші 50% TiC - 50% Al до температури 900°С також реалізується процес утворення вуглецевої фази скеле тонного типу, але значна частина вихідних компонентів (TiC і Al) залишились непрореагованими.

Аналіз фазового складу композиційного порошку, утвореного в системі 50%WC - 50% Al та 50% Cr_7C_3- 50% Al при температурі 900°С (табл.1) свідчить, що взаємодія вихідних компонентів відбувається повністю, з утворенням вольфрамових та хромових інтерметалідних фаз. Складні вуглевмісні сполуки в складі синтезованого порошку не виявлені. Доля вільного вуглецю зі структурою скелетонного типу є незначною, однак враховуючи досить низький вміст вуглецю в карбіді вольфраму і хрому та поправку з врахуванням різниці коефіцієнтів поглинання, її обємна доля є більш значною.

Дослідженням фазового складу продуктів взаємодії в системі 50карбіди - 50TiH_2 було встановлено, що при нагріванні вихідних сумішей до температури 1000°С в реакційному обє'мі протікають процеси утворення вуглевмісних сполук, силіцидів та оксидів титану а також формування вуглецевої фази скелетонного типу.

Рентгеноструктурний аналіз порошкових композицій утворених при взаємодії карбідів кремнію, титану, вольфраму та хрому з порошковим залізом при температурі 1100 °С (табл.1) показав, що взаємодія відбувається не до кінця, так як всі склади містять певну кількість непрореагованих вихідних компонентів В системі 50SiC – 50 Fe хімічні реакції відбуваються з утворенням силіциду заліза та вільної фази вуглецю з анізотропною структурою скелетонного типу.

В системі 50TiC – 50 Fe температурі 1100^0С відбувається активна взаємодія заліза з карбідом титану. В результаті якої формується значна доля вільного вуглецю зі структурою скелетонного типу та формування двох типів оксиду титану.

У складі отриманого порошкового продукту взаємодії в системі 50 WC – 50 Fe зафіксований карбід Fe_3W_3C та оксид вольфраму, що в певній мірі є свідченням взаємодії заліза з карбідом вольфраму. Також ідентифікована фаза вільного вуглецю, ймовірно зі анізотропною структурою скелетонного типу.

Рентгеноструктурний аналіз порошкової композиції, утвореної при взаємодії карбіду хрому з порошковим залізом при температурі 1100 °С показав, що в її складі присутній карбід хрому $(CrFe)_7C_3$, що сформований розчиненням атомів заліза в структурі Cr_7C_3. В даних умовах взаємодії формування фази оксиду заліза Fe_3O_4, ймовірно, спричинене більш високою стійкістю атомів хрому та його карбіду до окислення.

Високодисперсні порошкові композиції, які були утворені в результаті високотемпературного нагрівання сумішей карбідів з порошками магнію, алюмінію, титану та заліза використовували в якості лігатури при формуванні металокомпозитів на основі порошку алюмінію. З метою встановлення закономірності впливу синтезованих композиційних лігатур на структуроутворення металокомпозитів дотримувались одного співвідношення до порошку алюмінію додавали 10% всіх розроблених лігатур (див. табл..1) Приготування вихідної суміші здійснювали аналогічно вище описаному методу змішування реакційних сумішей. Тривалість процесу становила 30 хвилин. Отримані порошкові суміші системі брикетували в стальній двохсторонній прес-формі діаметром 15 мм. Термообробку сформованих брикетів проводили при 900 °С з витримкою 1 годину в муфельній печі в умовах низького технічного вакууму (10^{-2} Па). Суттєвої втрати маси в процесі сплавлення не спостерігається, що свідчить при відсутність газоподібного шлакоутворення. З метою дослідження механічних властивостей сформованих композитів, зразки після сплавлення піддавались деформації при кімнатній температурі. Рівень питомого навантаження не перевищував 600 МПа. При цьому досягалась ступінь деформації на рівні 70-75 %. Дослідження механічних характеристик сформованих зразків проводилось з використанням методики 3-х точкового згину, що дозволило провести оцінку меж плинності та короткочасної міцності, а також пластичності. Варто зазначити, що після холодної пластичної деформації термічна обробка зразків не проводилась.

© Н.К. Давидчук, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко

Як свідчать результати таблиці 2, лише зразки № 1-3 володіють пластичними властивостями, що заслуговують аналізу. Для решти зразків рівень пластичності знаходиться в межах інтервалу 0,2-2,6 %.

Таблиця 2.

Характеристики сплавлених при 900 ^{0}С та деформованих при кімнатній температурі зразків системи 10 % лігатури - 90 %Al

№ (шифр) зразка		σ_{02}, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\varepsilon_{пл}$, %
Карбіди - Mg	1	288	528	4,9
	2	131	243	11,2
	3	269	370	3,5
	4	171	187	0,6
Карбіди - Al	5	348	397	0,7
	6	335	395	2,6
	7	331	359	0,8
	8	318	330	0,3
Карбіди – Ti	9	371	434	0,9
	10	306	312	0,2
	11	346	413	1,6
	12	348	355	0,3
Карбіди - Fe	13	371	405	0,6
	14	266	292	0,7
	15	294	294	0,2
	16	287	288	0,3

Аналіз міцності досліджених зразків свідчить про їх відповідність аналогічним параметрам алюмінієвим деформаційним сплавам відомих марок, що проходили стадії гартування та штучного старіння. Максимальні значення меж короткочасної міцності 528, 397, 434 та 405 МПа реалізовувались при введенні лігатури, що була отримана взаємодією нанодисперсного карбіду кремнію з магнієм, алюмінієм, титаном та залізом відповідно. Така ж залежність встановлена і для меж плинності, що визначає допустимий рівень навантаження в умовах експлуатації сформованих сплавів. Варто зазначити, що досліджувані зразки не проходили термічної обробки будь якого ступеня. Створені внутрішні напруги при холодній пластичній деформації за рахунок виникнення дислокацій спричинили досить низький рівень пластичності.

Дослідження твердості сформованих композитів показали, що значна відмінність між показниками мікротвердості та твердості пов’язана з структурними особливостями. Перш за все це стосується мікропористості, що притаманна процесам сплавлення порошкових систем без використання флюсу (рис 1.).

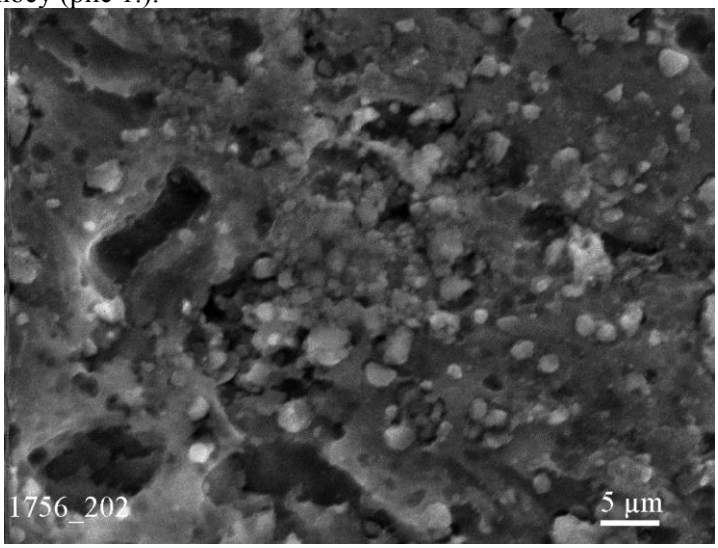


Рис. 1. **Фрагмент типової мікроструктури композиту системи 10 % лігатури-90 %Al з замкнутими мікропорами**

© Н.К. Давидчук, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко

Порошковий алюміній містить оксидні утворення на поверхні частинок, які при розплаві та формуванні твердих розчинів з синтезованою порошковою лігатурою взаємодіють з утворенням газоподібних продуктів, що при відсутності формування зразків через лиття створюють закапсульовані мікропори. Проведення холодної пластичної деформації не сприяє видаленню таких мікропор, так як не спостерігається зростання густини. Розміри мікропор в середньому складають від 3 до 10 мкм. Спостерігаються також і мікропори з розмірами менше 2 мкм. Варто зазначити, що при вимірюванні мікротвердості обирались ділянки на полірованій поверхні зразків без видимих дефектів та мікропор. Тому спостережувана відмінність між значеннями твердості та мікротвердості може відрізнятись більше ніж у вдвічі (табл. 3.).

Таблиця 3

Мікротвердість і твердість зразків на основі алюмінію з додаванням розроблених лігатур, сплавлених при 900 °С

№ п/п	Склад, %	Густина, ρ.,	Мікротвердість, ГПа	Твердість,ГПа
1	10% лігатура 1 -90%Al	2,66	1,67	0,77
2	10% лігатура 2 - 90% Al	2,71	1,50	0,65
3	10% лігатура 3 - 90% Al	2,76	1,57	0,66
4	10% лігатура 4 - 90% Al	2,72	1,67	0,93
5	10% лігатура 5-90%Al	2,67	1,24	0,74
6	10% лігатура 6- 90% Al	2,76	1,31	0,71
7	10% лігатура 7 - 90% Al	2,82	1,54	0,65
8	10% лігатура 8 - 90% Al	2,75	1,66	0,70
9	10% лігатура 9 -90%Al	2,77	1,24	0,74
10	10% лігатура 10 - 90% Al	2,78	1,31	0,71
11	10% лігатура 11 - 90% Al	2,91	1,54	0,65
12	10% лігатура 12 - 90% Al	2,83	1,66	0,70
13	10% лігатура 13 -90%Al	2,81	2,19	0,91
14	10% лігатура 14 - 90% Al	2,84	2,01	0,77
15	10% лігатура 15 - 90% Al	2,95	1,98	0,95
16	10% лігатура 16 - 90% Al	2,88	1,96	0,94

Абразивну стійкість отриманих сплавів визначали на свердлильному станку при навантажені 1кг з використанням корундового абразивного круга протягом 5 хвилин. При збільшенні тривалості проведення дослідження спостерігається «засалювання» абразивного круга.

Аналіз результатів, приведених в таблиці 4 показав, що всі зразки створених композитів з участю синтезованої лігатури, що містить вуглевмісні сполуки та утворені взаємодією нанорозмірних карбідів з порошковими металами, суттєво переважають за стійкістю до абразивного зношування в порівнянні з сплавленим алюмінієм. В окремих випадках така перевага складає більш ніж у 9 разів, що свідчить про фазові та структурні відмінності. Перш за все це пов’язано з високою дисперсністю зеренної структури сформованих композитів та реалізацією твердих розчинів, що суттєво впливають на твердість. Крім того, в структурі сплавлених металокомпозитів рівномірно розподіляються високодисперсні карбідні утворення пластинчатої та кулястої форми, забезпечуючи високу стійкість до абразивного зношування.

Таблиця 4

Зношування металевих композитів на основі Al, утворених з додаванням лігатури, після сплавлення при 900 °С протягом 30 хв у вакуумі.

№п/п	Склад % (мас.)	Абсолютна втрата ваги, Δm, г	Відносна втрата ваги, Δm/m,%
1	2	3	4
1	10% лігатура 1 + 90% Al	0,240	4,16
2	10% лігатура 2 + 90% Al	0,524	7,41
3	10% лігатура 3 + 90% Al	0,224	3,41
4	10% лігатура 4 + 90% Al	0,105	1,39
5	10% лігатура 5 + 90% Al	0,270	3,68
6	10% лігатура 6 + 90% Al	0,132	1,63

© Н.К. Давидчук, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко

7	10% лігатура 7 + 90% Al	0,205	2,51
8	10% лігатура 8 + 90% Al	0,09	1,25
9	10% лігатура 9 + 90% Al	0,151	2,26
10	10% лігатура 10 + 90% Al	0,146	2,59
11	10% лігатура 11 + 90% Al	0,346	5,65
12	10% лігатура 12 + 90% Al	0,166	2,89
13	10% лігатура 13 + 90% Al	0,112	1,47
14	10% лігатура 14 + 90% Al	0,213	2,33
15	10% лігатура 15 + 90% Al	0,185	2,49
16	10% лігатура 16 + 90% Al	0,242	3,27
	99,8 % Al	0,372	11,71

Висновки. Взаємодія нанорозмірних карбідів з порошком алюмінію в умовах високотемпературного нагріву порошкових сумішей призводить до формування вуглевмісних фаз та вуглецю зі складною структурою типу скелетону. Рентгенографічний аналіз синтезованих високодисперсних вуглевмісних сполук виявив їх складний структурний стан, що зумовлений впливом атомів середовища та формоутворенням багатокомпонентних фаз твердих розчинів.

Сплавлення порошкових сумішей алюмінію з синтезованим вуглевмісним продуктом скелетонного типу забезпечує формування високооднорідної структури металокомпозитів, що характеризуються дисперсним розміром зерен і високодисперсними включеннями карбідів.

Створені метало композити на основі алюмінію характеризуються високими значеннями твердості та міцності без проведення додаткових термообробок за рахунок формування евтектичних утворень в металевій матриці. Висока зносостійкість сформованих металокомпозитів забезпечується рівномірним розподілом високодисперсних карбідних утворень як кулястої, так і пластинчатої форми.

Список використаних джерел:

1. Presser V. Carbide-Derived Carbons – From Porous Networks to Nanotubes and Graphene / V. Presser, M. Heon, Y. Gogotsi // Advanced Functional Materials. – 2011. – Vol. 21, № 5. – P. 810–833.

2. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.И. Алюмоматричные композиционные материалы антифрикционного назначения // Материалы международной конференции «Материалы, технологии, инновации для индустрии 07», - Болгария 2007г,

3. Чернышова Т.А., Болотова Л.К., Калашников И.Е.. Кобелева Л.И.,. Модификация структуры алюмоматричных композитов с добавками тугоплавких наночастиц.// Материалы 5 международной конференции «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий », 22-26 сентября 2008г. Большая Ялта, Жуковка, Крым, Украина

4. H. Liu, U. Madaleno, T. Shinoda, Y. Mishima and T. Suzki. Interfacial reaction and strength of SiC fidres cofted with aluminium alloys.// / Materials Science, - 1984, 19,- P. 3107-3114.

Рецензенти:

Устінов А.І., зав. від. Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, д.ф.-м.н.

Волощенко С.М., Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, д.т.н.

Стаття надійшла до редакції 23.04.2019

© Н.К. Давидчук, М.П. Гадзира, Я.Г. Тимошенко

УДК 656.13

Ю.О. Давідіч, І.В. Чумаченко, А.С. Галкін, Н.В. Давідіч, Є.І. Куш
Харківський національний університет міського господарства імені О. М. Бекетова

ЗАКОНОМІРНОСТІ РОЗСЕЛЕННЯ ПРАЦІВНИКІВ СФЕРИ ВИРОБНИЦТВА

Досліджено закономірності розселення мешканців міст. Розглянуто питання математичного опису впливу соціальних та економічних характеристик міст на закономірності розселення робітників сфери виробництва. Наведено багатофакторну нелінійну регресійну модель зміни функції тяжіння з результатами оцінки її статистичної адекватності.

Ключові слова: *сфера виробництва, транспортна система, розселення, функція тяжіння, модель, адекватність.*

Ю.А. Давидич, И.В. Чумаченко, А.С. Галкин, Н.В. Давидич, Е.И. Куш
Харьковский национальный университет городского хозяйства имени А. Н. Бекетова

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАССЕЛЕНИЯ РАБОТНИКОВ СФЕРЫ ПРОИЗВОДСТВА

Исследованы закономерности расселения жителей городов. Рассмотрены вопросы математического описания влияния социальных и экономических характеристик городов на закономерности расселения работников сферы производства. Приведена многофакторная нелинейная регрессионная модель изменения функции притяжения результатам оценки ее статистической адекватности.

Ключевые слова: *сфера производства, транспортная система, расселение, функция тяготения, модель, адекватность.*

Y. Davidich, I. Chumachenko, A. Galkin, N. Davidich, E. Kush
O. M. Beketov National University of Urban Economy in Kharkiv

THE REGULARITIES OF THE SETTLEMENT OF EMPLOYEES OF THE PRODUCTION AREA

The patterns of inhabitants' urban resettlement are investigated. The issues of the mathematical description of the influence of social and economic characteristics of cities on the patterns of resettlement of workers in the sphere of production are considered. The multifactorial non-linear regression model of the change of gravity function with the results of evaluation of its statistical adequacy is given.

Keywords: *production, transportation system, resettlement, function, model, adequacy.*

Постановка проблеми. Транспортна система суттєво впливає на розвиток економіки міст та продуктивність мешканців на виробництві. Це обумовлено географічним положенням, структурою вулично-дорожньої мережі та закономірностями розселення. Постійне збільшення рівня автомобілізації призводить до необхідності розвитку вулично-дорожньої мережі, збільшення пропускної і провізної здатності транспортної системи міст. Проектування транспортної системи міста, що формує комфортні умови існування мешканців та розвиток територій, неможливе без оцінки впливу розроблених заходів на параметри транспортних та пасажирських потоків. Параметри пересування формуються під впливом суб'єктивного вибору мешканцями міст шляхів пересування. Врахування закономірностей цього вибору при визначенні параметрів транспортної системи дасть змогу отримати найбільш адекватні результати.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Розвиток транспортної системи міст є ефективним способом упорядкування існуючої міграції населення [1]. В умовах значного збільшення рівня автомобілізації одним з основних завдань при розробці проектів транспортних систем є прогнозування параметрів транспортних і пасажирських потоків. Вирішення цієї проблеми вимагає врахування великої кількості чинників, які пов'язані з показниками розвитку міста [2]. Визначення напрямків розвитку транспортної системи є серйозною задачею, оскільки це передбачає високий ступінь невизначеності щодо майбутнього впливу пропонованих заходів [3].

Діюча транспортна система забезпечує стійкість та доступність транспорту для населення; можливість вільного пересування та підвищення мобільності. При цьому створюються умови для розвитку системи розселення, працевлаштування та відпочинку [4]. Розвиток сучасного міста базується на тому, що маючи правильну інформацію в потрібний час, громадяни, постачальники послуг і муніципальна влада можуть приймати більш якісні рішення, які призведуть до кращого рівня життя мешканців і загальної стійкості міста [5]. Це має бути одним з напрямків державної політики, в якій заплановані рішення повинні координуватися з розвитком транспортної системи [6].

© Ю.О. Давідіч, І.В. Чумаченко, А.С. Галкін, Н.В. Давідіч, Є.І. Куш

Постійне збільшення кількості автомобілів змушує оптимізувати дорожню мережу, щоб задовольнити більшість потреб міста. Для зменшення ризику інвестування до мінімуму необхідно враховувати закономірності розвитку дорожньої системи, дисперсії навантаження на його окремі ділянки. Таким чином, моделювання та оптимальне планування транспортної мережі мають особливе значення [7]. В даний час проблема перевантаження автомагістралей для більшості великих міст є одним з центральних, що вимагає пріоритетного рішення [8]. Найбільш важливою і фундаментальною особливістю навантаження транспортної мережі є те, що вибір шляхів і засобів пересування користувачами мережі впливає на той самий вибір, який здійснюється іншими користувачами. Ця обставина створює зворотний зв'язок у процесі формування навантаження. Вибір проводиться на підставі порівняння параметрів різних шляхів, при тому, що самі параметри визначаються завантаженням транспортної мережі. Транспортні потоки в мережі є результатом рівноваги стану цього процесу [9]. Стан потоків породжується колективним рухом транспорту, який реалізує матрицю кореспонденцій [10]. Формування транспортних та пасажирських потоків можна описати функцією тяжінні, що визначає імовірність вибору пересування в район *j* мешканців району *i*. Основною вимогою для цієї функції є монотонне зменшення зі збільшенням вартості міжрайонного пересування [11]. При цьому на формування рухомості населення головний вплив має соціальний склад населення і цільовий характер пересувань [12]. Існуючі функції тяжіння пропонуються для всіх мешканців міст не залежно від суспільного складу міського населення і, як параметр, містять тільки час пересування [13]. Різницею є тільки вид функції, в якості якої використовувалася гіперболічна залежність [13], експоненціальна модель [14] та функція EVA [15].

Мешканці міст, які належать до різних груп населення, мають різні пріоритети у виборі місць тяжіння [13]. Дослідники виділяють такі групи самодіяльного населення: працівники сфери виробництва; працівники сфери обслуговування; студенти закладів вищої освіти, коледжів, середніх професійно-технічних училищ. Внаслідок цього, функція тяжіння повинна бути сформована для кожної групи самодіяльного населення міст. При цьому, в будь-яких процесах, в яких бере участь людина, є індивідуальна та колективна поведінка людей [16]. Метою користувачів транспортної мережі може бути мінімум втрат, які пов'язані з пересуванням. Це може бути час та вартість пересування, вартість нервової енергії. Також можлива максимізація безпеки пересування з найменшим відхиленням від умов комфорту при виконанні пересувань декількома маршрутами [17]. Формалізація цієї мети можливо за рахунок адекватного опису поведінки людини [18]. При цьому доцільно поєднання технологічної ефективності та поведінкових змін [6].

Метою дослідження є формалізація математичного опису впливу соціальних та економічних характеристик міст на закономірності розселення робітників сфери виробництва.

Для досягнення поставленої мети вирішувалися наступні завдання:

- виявлення факторів, що впливають на закономірності розподілу транспортних і пасажирських потоків по транспортній мережі;
- математична формалізація впливу параметрів структури міста, соціально-економічних чинників і чинників, що характеризують райони мешкання і прикладання праці, на зміну функції тяжіння між районами міста робітників сфери виробництва.

Основні матеріали дослідження. Визначення виду функції тяжіння повинно базуватися на аналізі факторів, які впливають на формування потреб в пересуваннях. Загальні умови розподілення транспортних і пасажирських потоків залежать від особливостей вулично-дорожньої мережі та дальності пересування, кількості місць прикладення праці, витрат коштів мешканців міст на здійснення пересування і доцільності зміни місця мешкання по відношенню до місця прикладення праці.

Дослідження, проведені для внутрішньорайонних культурно-побутових пересувань, дозволило визначити, що функція тяжіння може бути представлена так:

$$d_{jz}^{вк} = a1 \cdot exp(1 - \frac{\Theta_z}{\overline{\Theta}}) - a2 \cdot exp(\frac{L_{jz}}{\overline{L}}) + a3 \cdot (\frac{N_j}{\overline{N}})^2 - a4 \cdot log(\frac{\delta_{jz}}{\overline{\delta}}) - a5 \cdot log(\frac{R_{jz}}{\overline{R}}) - a6 \cdot log(\frac{S_z}{\overline{S}}), \quad (1)$$

де $d^{вк}_{jz}$ – функція тяжіння між *j*-м мікрорайоном відправлення та *z*-м закладом торгівлі для внутрішньорайонних культурно-побутових пересувань;

Θ_z, $\overline{\Theta}$ – відповідно вартісні параметри тяжіння, що характеризують заклад торгівлі *z*, та середні вартісні параметри тяжіння торгових закладів в районі, грн;

L_{jz}, $\overline{L}$ – відповідно відстань від *j*-го мікрорайону до *z*-го закладу торгівлі та середня відстань від мікрорайонів до торгових закладів в районі, км;

N_j, $\overline{N}$ – відповідно, кількість споживачів у *j*-му мікрорайоні та середня кількість споживачів в мікрорайоні району, чол;

δ_{jz}, $\overline{\delta}$ – відповідно коефіцієнт ухилу місцевості при пересуванні від *j*-го мікрорайону до *z*-го закладу торгівлі та середній коефіцієнт ухилу в районі;

R_{jz}, $\overline{R}$ – відповідно коефіцієнт непрямолінійності сполучення з *j*-го району до *z*-го закладу торгівлі та середній коефіцієнт непрямолінійності сполучення в районі;

S_z, $\overline{S}$ – відповідно площа торговельного обслуговування в *z*-му закладі торгівлі та середня площа торговельного обслуговування в районі, м^2.

*a*1,*a*2,*a*3,*a*4,*a*5,*a*6 – коефіцієнти калібрування, значення яких залежить від параметрів мікрорайонів і закладів торгівлі.

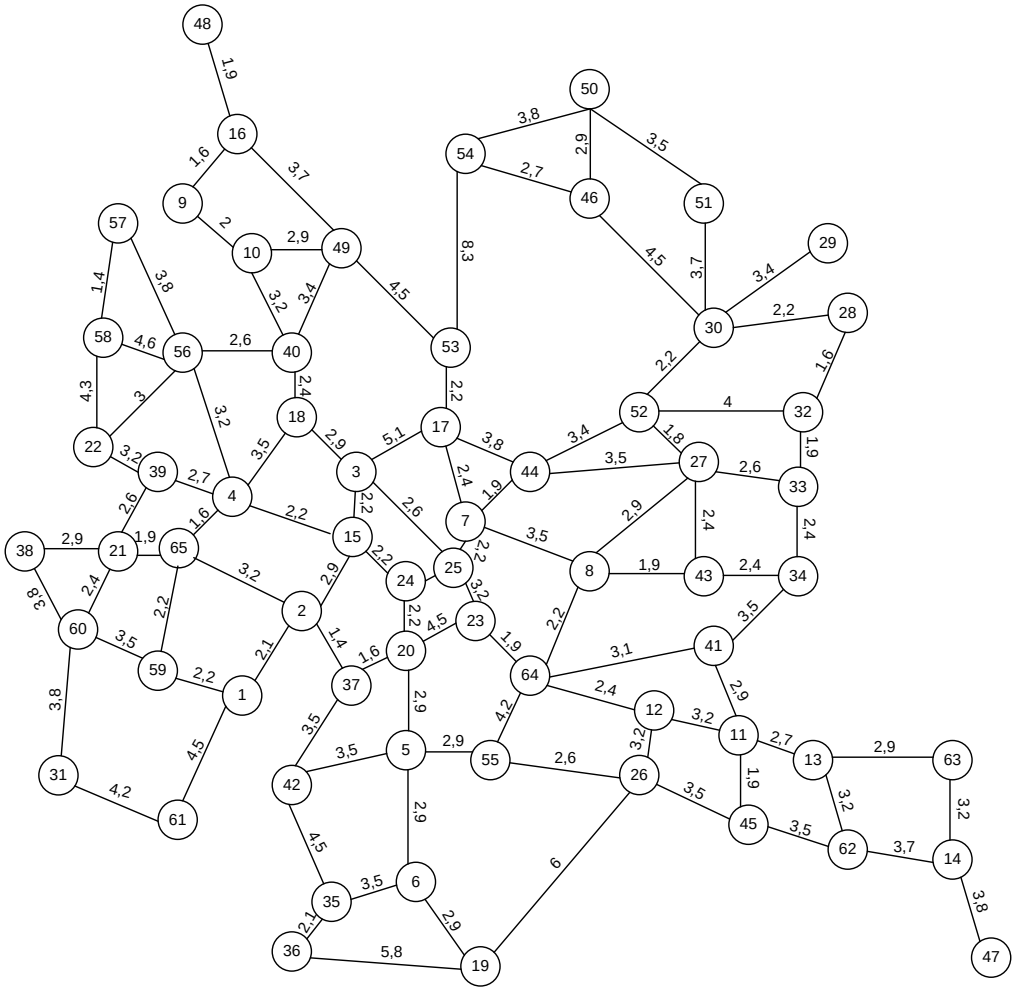
Для отримання даних про закономірності розселення працівників сфери виробництваміж районами міста було проведено натурне дослідження. Дослідження проводилося анкетними методом серед працівників підприємств міста Харкова. В анкетуванні брали участь працівники 58 підприємств міста, розташованих в різних районах. При проведенні дослідження фіксувалися місця прикладання праці і мешкання працівників, визначався шлях пересування, його тимчасові показники, види транспорту, ціна пересування і середньомісячні доходи на одного члена сім'ї. Загальна кількість опитаних склало 874 людини.

Обробка анкет полягала у виявленні районів відправлення і прибуття. Дані райони формувалися відповідно до місць проживання працівників та їх застосування праці. Для вирішення даного завдання була розроблена топологічна схема міста Харкова, що складається з 63 транспортних вузлів і 100 зв'язків(рис. 1). З використанням даної схеми визначалася середня відстань районів від географічного центру міста, відстань до району прикладання праці. Середній час пересування визначався як сума часу на всі складові пересування від місця мешкання до місця прикладання праці: підхід до зупинного пункту, очікування транспортного засобу, на пересадку з одного виду транспорту на інший, пересування від кінцевої зупинки до місць прикладання праці. Також визначалася середня вартість пересування. Для проведення розрахунків для кожного району міста були визначено вартість житла, кількість мешканців і місць прикладання праці в районах відправлення та прибуття.

На наступному етапі визначалося значення функції тяжіння працівників сфери виробництва між районами міста, відстань між районами пересування, час пересування між районами, відношення вартості пересування між районами до середньої заробітної плати, відношення віддаленості району відправлення від центру міста до середньої віддаленості районів міста від центру, відношення доходу мешканця до його середньої заробітної плати, відношення вартості одного квадратного метра житла в районах мешкання та прикладення праці до середньої зарплати, кількість місць прикладання праці в районах відправлення та прибуття, кількість мешканців в районах відправлення та прибуття.

Таким чином, після проведення натурного обстеження і обробки його результатів було отримано всі дані, необхідні для визначення закономірностей зміни функції тяжіння між районами мешкання та прикладання праці в залежності від факторів, які на неї впливають. З використанням цих даних було розроблено багатофакторну нелінійну модель зміни функції тяжіння між районами мешкання та прикладення праці. Результати розрахунків параметрів моделі зміни функції тяжіння працівників сфери виробництва між районами міста наведено в табл. 1-3.

© Ю.О. Давідіч, І.В. Чумаченко, А.С. Галкін, Н.В. Давідіч, Є.І. Куш



(31) - район тяжіння;

(4) —2,2— (15) - зв'язок між районами тяжіння з виказанням відстані.

Рис. 1. **Схема районів тяжіння міста Харкова**

Таблиця 1

Межі вимірювання показників моделі зміни функції тяжіння працівників сфери виробництва

Показник	Позначення, розмірність	Межі вимірювання
Час пересування між районами *i* та *j*	tn_{ij}, хв.	9,5-100,1
Відношення віддаленості району відправлення *i* від центру міста до середньої віддаленості районів міста від центру	$\frac{Lr_i}{Lrs}$	0,39-2,44
Відношення вартості одного квадратного метра житла в районі мешкання *i* до вартості одного квадратного метра житла в районі прикладення праці *j*	$\frac{Zz_i}{Zr_j}$	0,726-1,21
Відношення кількості місць прикладання праці в районі *j* до кількості місць прикладання праці в районі *i*	$\frac{Qr.r_j}{Qr.z_i}$	0,49-23
Відношення вартості пересування між районами *i* і *j* до середнього доходу мешканців району *i*	$\frac{S_{ij}}{D_i}$	0,0005-0,0092
Кількість мешканців в районі*i*	$Qz.z_i$, чол.	3061-103794

© Ю.О. Давідіч, І.В.Чумаченко, А.С. Галкін, Н.В. Давідіч, Є.І. Куш

Таблиця 2

Характеристика моделі зміни функції тяжіння працівників сфери виробництва

Фактор	Коефіцієнт	Стандартна похибка	Критерій Стьюдента	
			розрахунковий	табличний
$\frac{1}{tn_{ij}}$	1,531	0,265	5,77	1,98
$1/\left(\frac{Lr_i}{Lrs}\right)$	0,0212	0,009	2,27	1,98
$log\left(\frac{Zz_i}{Zr_j}\right)$	-0,164	0,016	-10,2	1,98
$log\left(\frac{Q_{r.r_j}}{Q_{r.z_i}}\right)$	0,043	0,004	11,45	1,98
$\sqrt{\left(\frac{S_{ij}}{D_i}\right)}$	-0,743	0,17	-4,36	1,98
$Q_{z.z_i}^{1,2}$	0,000000027	0,000000013	2,06	1,98

Модель має такий вигляд:

$$d_{ij}^{мв} = 1{,}531\frac{1}{t_{n_{ij}}} + 0{,}0212\left(1/\left(\frac{Lr_i}{Lrs}\right)\right) - 0{,}164\left(log\left(\frac{Zz_i}{Zr_j}\right)\right) + \quad (6)$$

$$+ 0{,}043(log\left(\frac{Q_{r.r_j}}{Q_{r.z_i}}\right) - 0{,}743\sqrt{\left(\frac{S_{ij}}{D_i}\right)} + 0{,}000000027Q_{z.z_i}^{1,2}$$

Після розробки регресійної моделі проводилася її статистична оцінка. Результати розрахунків наведені в табл. 3.

Таблиця 3

Результати оцінки моделі зміни функції тяжіння працівників сфери виробництва

Показник	Значення
Критерій Фішера : табличний	1,25
розрахунковий	125,24
Коефіцієнт множинної кореляції	0,99
Середня похибка апроксимації, %	13,4

Результати досліджень показали, що при визначенні закономірностей зміни функції тяжіння працівників сфери виробництва з усіх досліджуваних факторів значимими виявилися тільки десять, які утворюють певні співвідношення. Про це свідчить розрахункове значення критерію Стьюдента, яке більше табличного значення. Тіснота зв'язку між залежною змінною і факторами, які впливають на її рівень, визначалася коефіцієнтом множинної кореляції. Значення коефіцієнта множинної кореляції свідчить про високий ступінь тісноти зв'язку між значеннями функції тяжіння і відібраними факторами. Оцінка адекватності розробленої моделі проводилась за показником середньої помилки апроксимації. Її значення відповідає допустимим межам.

Висновки. В роботі були виявлені закономірності розселення працівників сфери виробництва. Дослідження показало, що зміна функції тяжіння з достатньою точністю описується регресійний рівнянням, в якому як змінні виступають фактори, які описують структуру міста, соціально-економічні параметри і параметри районів мешкання і прикладання праці. В результаті проведення розрахунків можна зробити висновок про допустимість використання отриманої

моделі зміни функції тяжіння працівників сфери виробництва при проектуванні транспортних систем міст.

Список використаних джерел

1. Кудрявцев О. К. Расселение и планировочная структура крупних городов-агломераций [Текст] / О. К. Кудрявцев. – М.: Стройиздат, 1985. – 136 с.
2. Пугачев И. Н. Теоретические принципы и методы повышения эффективности функционирования транспортных систем городов: дисс. докт. техн. наук: 05.22.01. [Текст] / И. Н Пугачев. – Екатеринбург, 2010. – 354 с.
3. Shiftan Y. Scenariobuildingas a tool for planning a sustainable transportation systemм [Text] / Y. Shiftan, S. Kaplan& S. Hakkert, S. Transportation Research Part D: Transport and Environment, 2003, 8(5). – P. 163-167.
4. Гольская Ю. Н. Оценка влияния транспортной инфраструктуры на социально-экономическое развитие региона: дисс. канд. техн. наук: 08.00.05. [Текст] / Ю. Н. Гольская. – Екатеринбург, 2013. – 228 с.
5. Khansari N. Impacting sustainable be havior and planning in smart city [Text] / N. Khansari, A. Mostashari& M. Mansouri. International Journal of Sustainable Land Useand Urban Planning, 2014, 1(2).
6. Banister D. The sustainable mobility paradigm [Text] / D. Banister. Transport policy, 2008, 15(2). – P. 73-80.
7. Потапова И. А. Методым оделирования транспортного потока [Текст] / И. А. Потапова, И. Н. Бояршинова, Т. Р. Исмагилов. Фундаментальные исследования. – 2016. – № 10-2. – С. 338-342.
8. Ахмадинуров М. М. Математические модели управления транспортными потоками: монография [Текст] / М. М. Ахмадинуров, Д. С. Завалищин, Г. А. Тимофеева. – Екатеринбург : Изд-во УрГУПС, 2011. – 120 с.
9. Швецов В. И. Математическое моделирование транспортних потоков [Текст] / В. И. Швецов. – М.: Институт системного анализа РАН, 2003. – 189 с.
10. Давидич Ю. А Распределение транспортних корреспонденций по альтернативным путям следования [Текст] / Ю. А. Давидич, Д. П. Понкратов. Вісник Кременчуцького державного політехнічного університету, 2006. – Вип. 2/2006 (37), Ч. 1. – С. 86–88.
11. Брайловский Н. О. Управление движением транспортних средств [Текст] / Н. О. Брайловский, Б. И. Грановский. – М. : Транспорт, 1975. – 112 с.
12. Спирин И. В. Перевозка пассажиров городским транспортом [Текст] / И. В. Спирин. –М. : ИКЦ «Академкнига», 2003. – 413 с.
13. Доля В. К. Пасажирські перевезення [Текст] / В. К. Доля. – Харків: Форт, 2011. – 504 с.
14. Федоров В. П. Транспортная система центра крупного города. Анализ с помощью методов математического моделирования [Текст] / В. П. Федоров, Н. В. Булычева, Л. А. Лосин, О. М. Пахомова. Управление развитием территории, 2009. – № 4. – С. 18-25.
15. Шаров М. И. Совершенствование метода оценки транспортного спроса на перевозки городским пасажирським транспортом : автореф. дисс. на соиск. уч. степениканд. техн. наук.: 05.22.10. [Текст] / М. И. Шаров. – Иркутск: ИТТУ, 2008. – 19 с.
16. Furletti B. (2014). Use of mobile phone data to estimate mobility flows. Measuring urban population and inter-city mobility using big data in an integrate dapproach. [Text] / B. Furletti, L. Gabrielli, F. Giannotti, L. Milli, M. Nanni, D. Pedreschi, G. Garofalo. In Proceedings of the 47th Meeting of the Italian Statistica lSociety, 2014.
17. Гаврилов Э. В. Эргономическое обеспечение организации дорожного движения [Текст] / Э. В. Гаврилов, И. Э. Линник, В. М. Сирота. Коммунальноех озяйство городов. – К.: Техника, 2004. – Вып.58. – С. 163-169.
18. Hale A. R. Human error models as predictors of accident scenarios for designers in road transport systems [Text] / A. R. Hale, J. Stoop, J. Hommels. Ergonomics, 33(10-11). – P. 1377-1387.
19. Клебельсберг Д. Транспортная психология [Текст] / Д. Клебельсберг. – М.: Транспорт, 1989. – 367 с.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2019

© Ю.О. Давідіч, І.В.Чумаченко, А.С. Галкін, Н.В. Давідіч, Є.І. Куш

УДК 669. 131.7:620.192,4

М.В. Дмитріюк, Д.А. Гусачук, Ю.П. Фещук
Луцький національний технічний університет

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОМІЦНИХ МІДИСТИХ ЧАВУНІВ

Авторами у науковій статті розглядається вплив термічної обробки на формування структури високомідистих чавунів із вмістом міді понад межу її розчинності в твердому розчині. Відмічено особливості структури мідистих високоміцних чавунів після литва, нормалізації та ізотермічного гартування при різних режимах в області температур проміжного перетворення аустеніту. Відмічено зміни які відбуваються в структурі дослідних сплавів.

***Ключові слова**: ізотермічне гартування, мідистий високоміцний чавун, бейніт.*

М.В. Дмытриюк, Д.А. Гусачук, Ю.П. Фэщук

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МЕДИСТЫХ ЧУГУНОВ

Авторами в научной статье рассматривается влияние термической обработки на формирование структуры высокомедистых чугунов с содержанием меди превышающей границу ее растворимости в твердом растворе. Отмечено особенности структуры медистых высокопрочных чугунов после литья, нормализации и изотермического закаливания при различных режимах в области температур промежуточного превращения аустенита. Отмечено изменения которые происходят в структуре исследовательских сплавов.

***Ключевые слова:** изотермический закаливание, медистых высокопрочный чугун, бейнит.*

M.V. Dmytriyuk, D.A. Gusachuk, Yu.P. Feshchuk

ANALYSIS OF THE EFFECT OF THERMAL TREATMENT ON THE FORMATION OF STRUCTURE HIGH-STRENGTH CAST-IRON

The authors in the scientific article are concerned with the effect of thermal treatment on the formation of the structure of high-alloy pig-iron with copper content above its solubility limit in solid solution. Features of the structure of copper high-strength cast-iron after casting, normalization and isothermal hardening at different modes in the region of temperatures of intermediate austenite transformation were noted. The changes in the structure of experimental alloys are marked.

***Key words**: isothermal quenching, copper high-strength cast iron, bainite.*

Постановка проблеми. Застосування технології ізотермічного гартування деталей виготовлених із високоміцного чавуну знаходить все більше застосування, і сьогодні цей спосіб залишається недостатньо вивчений. Особливо це стосується чавунів з вмістом міді понад межу розчинності в α-твердому розчині

Аналіз робіт [1-3] показав, що для ізотермічного перетворення аустеніту в проміжній зоні в розплавах солей використовуються режими, що дозволяють отримати структуру нижнього і верхнього бейніту: температура аустенізації 860±5°С, аустемперінгу 350°С, 400°С, 450°С

При таких температурах температурах охолоджуючого середовища переохолоджений аустеніт розпадається і утворює особливу, за своєю будовою і властивостями, структуру. Будова і фазовий склад продуктів розпаду достатньо складні. Перетворення аустеніту в чавунах має деякі особливості будови відмінні від сталі, оскільки чавун, на відміну від сталі містить такі фази як фосфіди, графіт, та фази на основі міді.

Мета даної работи – вивчити вплив ізотермічного гартування, в області температур проміжного перетворення аустеніту, на структуру і фазовий склад мідистих високоміцних чавунів.

Виклад основних положень Предметом досліджень слугував високоміцний чавун з наступним хімічним складом (% мас.): C-3.14...3.20, Si-2.71...2.92, Mn-0.1...0.15, P-0.1...0.5, S-0.02...0.025 Mg-0.015...0.02, вміст міді коливався від 6,2 до 8,53%.

Структура отриманого чавуну складалась із перліту, структурно-вільного цементиту, графіту. (Рис.1).

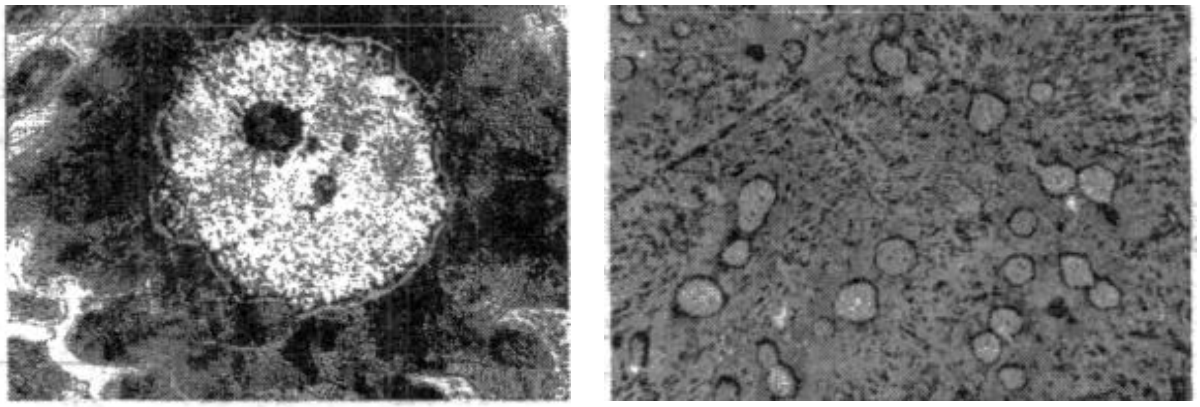
Відомо[3-8], що у чавунах з таким вмістом міді спостерігається підвищення ступені гетерогенності системи за рахунок утворення додаткової фази на основі міді (ε–фази), яка суттєво змінює природу високоміцного чавуну та якісно змінюється весь комплекс фізико-механічних властивостей. (Рис. 1.).

© М.В. Дмитріюк, Д.А. Гусачук, Ю.П. Фещук

Утворення включень ε-фази спостерігаються вже у сплаві із вмістом міді 4,15 % мас. Високомідиста ε-фаза за своїми геометричними параметрами подібні сфері діаметром до~25…300 мкм в центрі якої заходиться графітний кристаліт.

Закономірність формування ε-фази навколо графітних кристалітів було встановлено багаторазовим сполировуванням поверхні шліфа.

Для отримання перлітної структури чавунні заготовки піддавались нормалізації за режимом: нагрів до 960...970ºС, витримка при даній температурі в продовж 2,0...2,5 год. і наступним охолодженням на повітрі. Після нормалізації структура мідистого високоміцного чавуну складалась із перліту, незначної кількості фериту (2...5%) у вигляді оболонки навколо графіту та мідистої ε-фази (рис. 2).



а б

Рис.1-**Мікроструктура литого мідистого високоміцного чавуну (8,53% мас, Cu). Протравл. ніталем: а - структура ε-фази. 400^{x}; б - загальна мікроструктура сплаву, 50^{X}.**

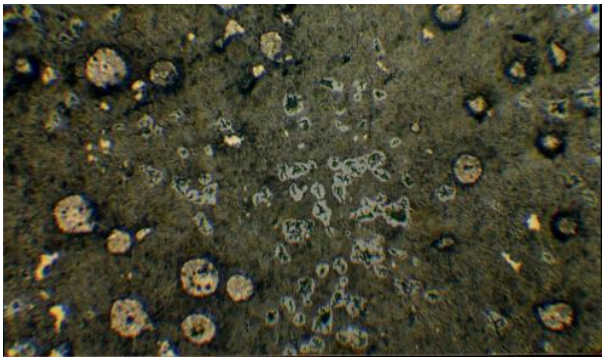


Рис. 2. **Мікроструктура мідистого високоміцного чугуна після нормалізації. 8.53% мас, Cu.100^{x}**

З метаю вивчення фізико-хімічної природи ε-фази, були проведені спеціальні дослідження, які полягали у визначенні розчинності компонентів, що містяться в складі чавуну. Для проведення досліджень використовували растровий електронний мікроскоп ІХА-733 "Jeol" .На основі отриманих результатів досліджень встановлено (Рис. 3.), що мідисті включення в процесі утворення"поглинають" більшу частину елементів, які утворюють ліквати. Зокрема, для досліджуваного випадку це має місце по відношенню до фосфору, концентрація якого в перліті складає 0.01 % мас., а в окремих ділянках металічної матриці наявність цього елементу не фіксується (з точністю до четвертого знаку). Характерною є також повна відсутність в складі ε-фази вуглецю та сірки. По-суті така фаза за своєю природою належить до таких антифрикційних сплавів на основі міді як бронзи (ε-бронзи).

Нагрівання зразків під загартування проводилося пічній – в електросоляній ванні. Охолоджуючим середовищем слугував розплав солей, які складаються із 50% $NaNO_3$ і 50%KNO_3. Загартування при пічному нагріві проводилась в охолоджуючому середовищі з температурою 350, 400, і 450^{0}С, час витримки зразків в расплаві – 120 …125 хв , подальше охолодження - на повітрі. Після проведеного режиму ізотермічного гартування структура чавуну, загартованого при

температурі охолоджуючого середовища 350^0С (рис. 4, а), має голчасту форму продуктів розпаду переохолодженого аустеніту та залишковий аустеніт. При температурі охолоджуючого середовища 400^0С їх форма починає змінюватись на перисту і їх довжина дещо зменшується (рис. 4. б).

Відомо, що кількість залишкового аустеніту, утвореного при ізотермічному гартуванні в зоні температур проміжного перетворення, є функцією температури перетворення.

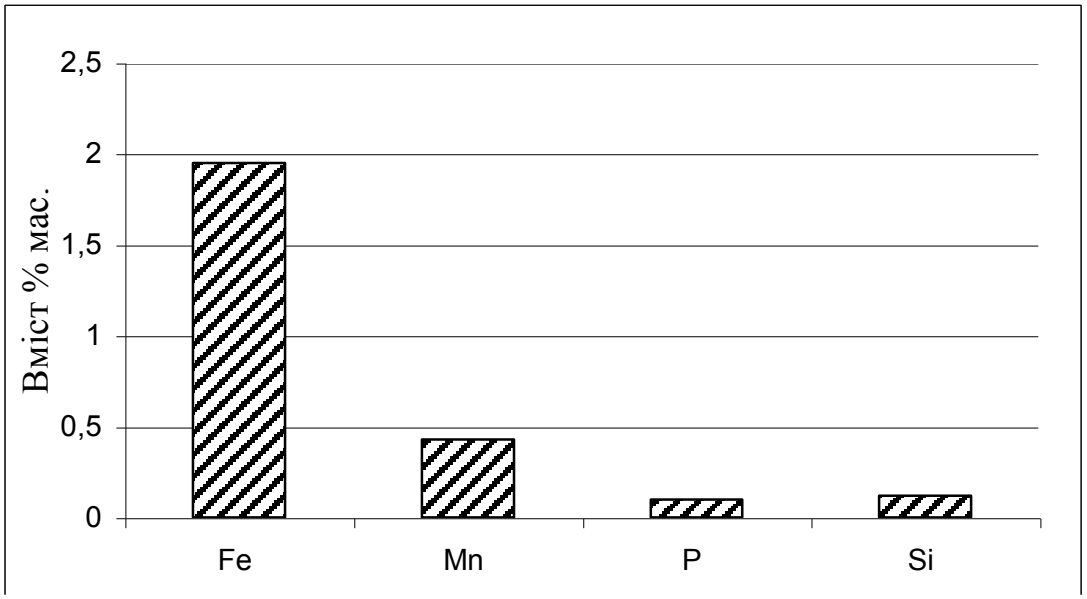
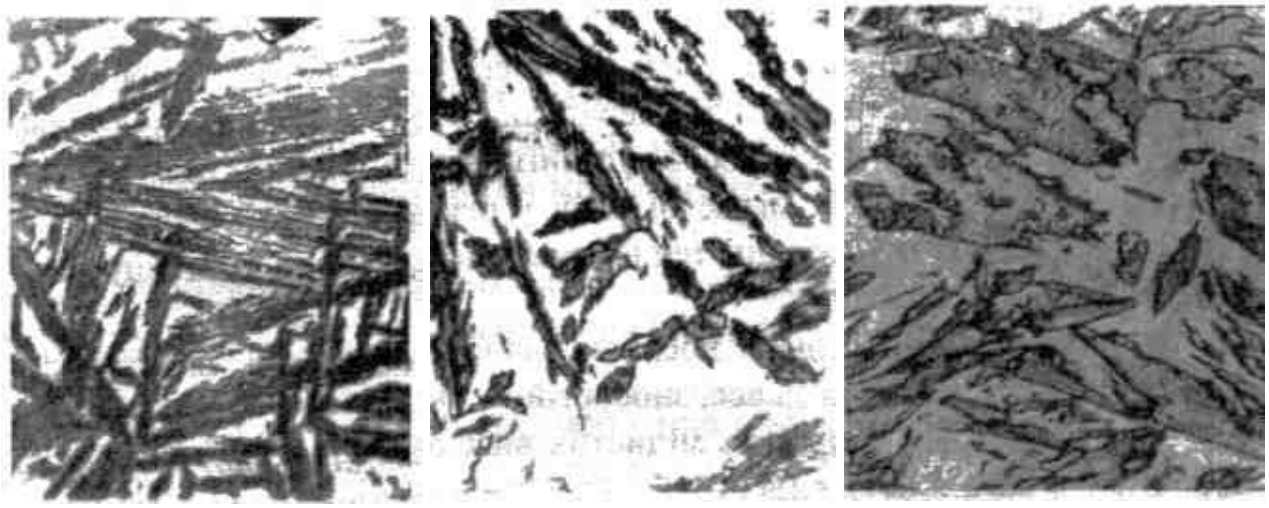


Рис. 3- **Розчинність основних елементів мідистою ε-фазою**

У вибраному інтервалі температур охолоджуючого середовища, як видно з фазового аналізу, перетворення переохолодженого аустеніту повністю не завершується, тобто процес його подальшого розпаду гальмується за рахунок його стабілізації(таблиця). З підвищенням температури охолоджуючого середовища до 450^0С, голчаста будова згладжується і набуває перистої форми (рис. 4. в).. Кількість залишкового аустеніту суттєво зменшується. Підвищення температури охолоджуючого середовища ініціює процеси звільнення γ-твердого розчину від вуглецю і тим самим сприяє виділенню ферито-цементитної суміші, зменшуючи тим самим, кількості стабілізованого аустеніту.



а б г

Рис. 4. **Мікроструктура мідистого високоміцного чавуну(8.53%мас.Cu, загартованого при температурі охолоджуючого середовища: а - 350^0С, б - 400^0С, в - 450^0С. 950^x**

© М.В. Дмитріюк, Д.А. Гусачук, Ю.П. Фещук

Таблиця 1

Визначення кількості стабілізованого аустеніту у мідистому високоміцному чавуні із структурою нижнього бейніту

Температура аустемперінгу ˚С	№№ плавок	Вміст Cu, % мас.	Характеристика структури	
			стабілізована кількість γ-фази,%	мікроструктура
350°	1,2	6,25	46	бейніт (α + γ)
	1,3	7,23	49,6	
	1,3	8,53	51,6	
450°	1,2	6,25	15,4	бейніт (α + γ)
	1,3	7,23	15,2	
	1,3	8,53	14,9	

Вивчення структури фазового складу після ізотермічного гартування показало:

1.Можливість отримання бейнітних структур в мідистих високоміцних чавунах

2.Структура мідистих високоміцних чавунів, після ізотермічного гартування, вкладається в загальні уявлення про подібного роду структури високоміцних чавунів і має яскраво виражену голчасту будову, яка з підвищенням температури охолоджуючого середовища змінюється на перисту.

3.Максимальна кількість стабілізованого аустеніту спостерігається після ізотермічного гартування при температурі охолоджуючого середовища 350^0С і зменшується з підвищенням температури охолоджуючого середовища

Література:

1 Ващенко К.И., Софрони Л. Магниевый чугун, - М. - Киев: Машгиз, 1961.- 486 с.

2 Горшков А.А., Волощенко М.В. Литые коленчатые валы. - М.: Машиностроение, 1964.- 195 с.

3.БоброЮ.Г., Гусачук Д.А., Дмитриюк Н.В. Износостойкость бейнитних среднемедистих чугунок с компактним графітом.//Трени и и знос. М. –1998.- №3 с. 386-390.

4.Кириевский Б.А. Изюмова Т.К. Хромистый чугун. Оптимизация состава и структуры // Металл и литье Украины. 1994 -№ 1-5, с.19-27

5.Бобро Ю.Г., Тихонович В.И . , Бобро А.Ю. Управление структурой металлической матрици износостойких чугунов // Сб Процесы лиття. К. ИПЛ. 1990 . №1 –с 31-35.

6. Бобро Ю.Г, Дмитриюк Н.В., Гусачук Д.А. Высокомедистые чугунки с шаровидным графитом //Литейное производство. М.-1997.-№7-с.9-11.

7. Дмитриюк Н.В. Деякі особливості будови нижнього бейніту у високоміцних мідистих чавунах //Наукові нотатки: Міжвузівський збірник –Луцьк-2000: ЛДТУ-240с.

8. KobaYashi T. Development of High Toughness iп Austempered Type Ductiie Cast iron and Evaluation of its Properties l T, Kobayashi, H. Yamamoto // Metallurg. Tгапsact, - 1988. - A, Vol. 19A. – P. 319 - 327.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© М.В. Дмитріюк, Д.А. Гусачук, Ю.П. Фещук

УДК620.186:669.

О.С. Дробот, О.О. Нікітін, С.Я. Підгайчук, Н.М. Яворська, О.П. Бабак
Хмельницький національний університет

УДОСКОНАЛЕННЯ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ КОРПУСНИХ ДЕТАЛЕЙ ВІЙСЬКОВОЇ ТЕХНІКИ

Робота присвячена пошуку режимів термічної обробки деталей з середньо вуглецевих легованих сталей для формування підвищеної в'язкості та міцності.
Ключові слова: *термічна обробка, структура, охолоджуюче середовище.*

О.С. Дробот, А.А. Никитин, С.Я. Пидгайчук, Н.М. Яворская, О.П. Бабак

УСОВЕРШЕНСТВАНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КОРПУСНІХ ДЕТАЛЕЙ ВОЕННОЙ ТЕХНИКИ

Робота посвящена поиску режимов термической обработки деталей из среднеуглеродистых легированных сталей для получения повышенной вязкости и прочности.
Ключевые слова: *термическая обработка, структура, охлаждающие среды.*

O. Drobot, A. Nikitin, C. Pidgajchuk, N. Javorskaja, O. Babak

IMPROVEMENT OF HEAT TREATMENT REGIMES FOR MILITARY EQUIPMENT CASE PARTS

The work is devoted to the search for heat treatment of parts from medium carbon alloyed steels to obtain a high viscosity and strength.
Key words*: heat treatment, structure, cooling media.*

Активізація військових подій на Сході України змусили керівництво країни відновити роботу військово - промислового комплексу для налагодження ремонту та випуску вітчизняного озброєння. Проте нові виробництва, нажаль, не в достатній мірі оснащені сучасним обладнанням, матеріалами та технологіями для виготовлення якісної продукції, що відповідає нормативним вимогам. Тому питанням підвищення якості військової техніки шляхом покращення експлуатаційних властивостей корпусних деталей спеціального призначення за рахунок удосконалення режимів термічної обробки зараз приділяють значну увагу.

Предметом досліджень - є удосконалення режимів термічної обробки елементів зарядного (пускового) механізму, який має недостатній ресурс роботи.

Задача і мета досліджень: провести аналіз існуючої технології термічної обробки елементів пускового механізму вогнепальної зброї, розробити режими відпалу та гартування, які б забезпечили формування заданої структури з необхідними високими показниками міцності.



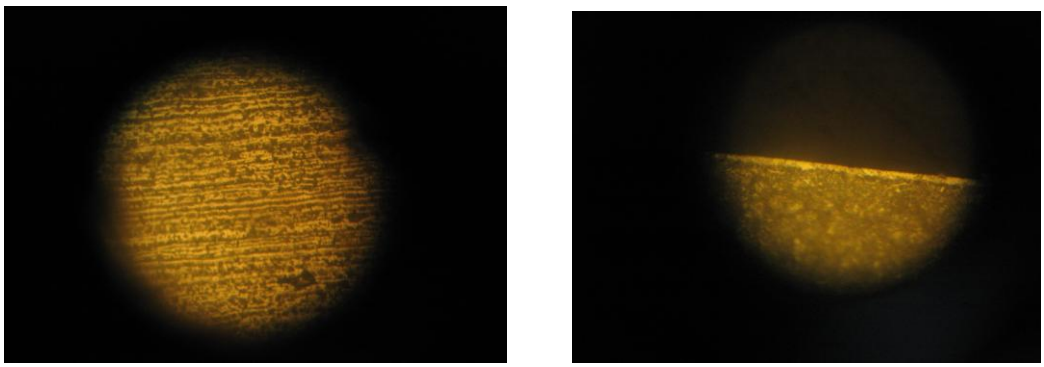
Рис. 1. **Фрагменти зруйнованих елементів зарядного (пускового) механізму гармати.**

Сталі для елементів вогнепальної зброї переважно легують хромом, нікелем. молібденом, ванадієм і піддають термічній обробці - гартуванню і високому відпуску.

В ході досліджень визначено хімічний склад зразків та виконано мікроструктурний аналіз. Надані зразки - зруйновані елементи гармати, мають хімічний склад, який відповідає марці сталі 35ХН2МФА.

Нами з'ясовано, що на виробництво заготовки та листовий прокат постачаються з важливими недоліками структури, які в значній мірі впливають на формування експлуатаційних властивостей готових виробів: це насамперед строкатість, яка є наслідком попередніх технологічних процесів (таких як прокатування, витягання, термічна обробка), а також зневуглецювання поверхневого шару різної товщини.

© О.С. Дробот, О.О. Нікітін, С.Я. Підгайчук, Н.М. Яворська, О.П. Бабак



а) б)

Рис.2. **Структура сталі 30ХГСА в стані постачання (а), та поверхня з зневуглецьованим шаром (б)**

Наявність цих дефектів не дає можливості одержати деталі з високими експлуатаційними властивостями.

Причини утворення строкатості закладені на стадії одержання сталі (наявності сильної первинної ліквації). На формування цієї структури впливає також термічна обробка. Так, при проведенні відпалу повільне охолодження від температури аустенізації сприяє тому, що виділення доевтектоїдного фериту орієнтуються по зонам ліквації, які витягнуті в напрямку деформації.

Строкатість дуже сильно впливає на механічні властивості сталі, особливо на ударну в'язкість, яка є чутливою до гетерогенності структури.

Термічно оброблені згідно прийнятої на заводі технології деталі зберігають строкатість структури (рис. 3). Це свідчить про те, що усунути строкатість традиційним гартуванням та високим відпуском неможливо.

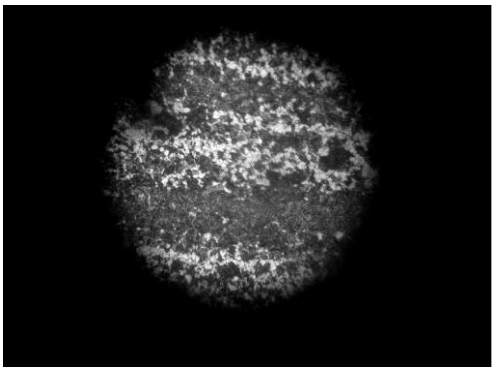


Рис.3. **Строката структура сталі після гартування за традиційною технологією.**

Тому у технологічний процес термічної обробки заданих деталей внесено операції дифузійного відпалу та нормалізації. Дифузійний відпал проведено за режимом: t нагрівання – 1100 °С, витримка 3 години, охолодження з піччю. Нормалізація - температура нагрівання 860 °С з метою не допустити значного росту зерна аустеніту та одержання після охолодження більш дрібнозернистої структури. Проведення вищеописаної обробки (дифузійного відпалу та нормалізації) забезпечило усунення строкатості та подрібнення структури (рис. 4). Структура характеризується рівномірним розподілом структурних елементів.



Рис. 4. **Структура сталі 35ХН2МФА після термічної обробки за запропонованим режимом**

© О.С. Дробот, О.О. Нікітін, С.Я. Підгайчук, Н.М. Яворська, О.П. Бабак

В роботі значна увага приділена вивченню процесу охолодження при виконанні операції гартування. Завдяки використанню нових охолоджуючих середовищ на основі полімерної складової та використання швидкісної відео зйомки, вдалось скорегувати етап охолодження при виконанні операції гартування. Одержані після гартування структури мають більш дрібнозернисту структуру і вищі показники міцності.

Для гартування зразків використано водорозчинне полімерне охолоджуюче середовище ПК -2. Основою водополімерного середовища є полімер акрилової кислоти (ПАК). Вихідний полімер одержують у вигляді концентрованого водного розчину з водневим показником середовища pH 7-10. Робочий розчин розводять водою у співвідношенні 1:7

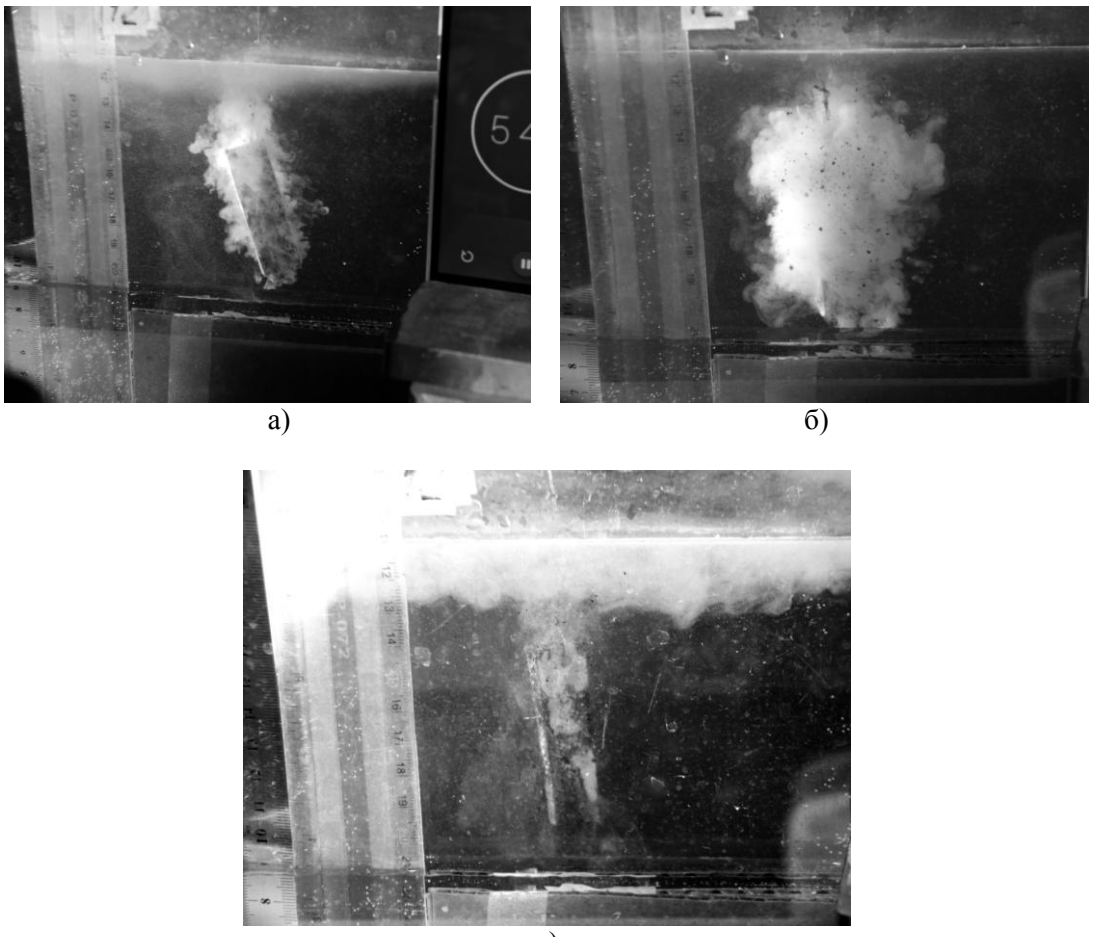
Таблиця 1.

Твердість сталей після гартування в різних середовищах.

Марка сталі	Твердість HRC			
	Охолоджуюче середовище ПК -2.			
	Масло		Водополімерна суміш ПК -2	
	На поверхні	В серцевині	На поверхні	В серцевині
35ХН2МФА	52, 54, 52	40, 42, 44	54, 56, 56	42, 44, 46

Ударна в'зкість: після охолодження в маслі -112 Дж/см^2 та в полімері - 118 Дж/см^2. Шорсткість - Ra 1,6 мкм.

Представлені результати (табл.1) та розшифровки відео (рис. 5) процесу охолодження при гартуванні, знятого з допомогою швидкідкісної відеозйомки дозволили зробити висновки, що використання в якості охолоджуючого середовища водополімерного розчину сприяє покращенню прогартовуваності сталі та збільшенню твердості.



а) б)

в)

Рис. 5. **Поведінка охолоджуючого водополімерного ПК -2 середовища при охолоджені в ньому зразків сталі**: а) момент плівкового кипіння; б) момент бульбашкового кипіння; в) момент конвективного теплообміну

© О.С. Дробот, О.О. Нікітін, С.Я. Підгайчук, Н.М. Яворська, О.П. Бабак

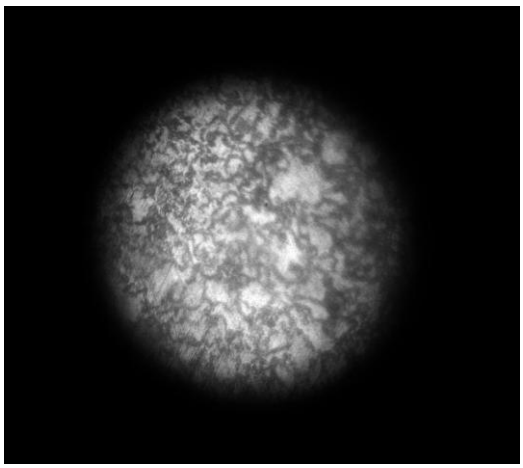


Рис.6. **Структура сталі 35ХН2МФА після охолодження в маслі**

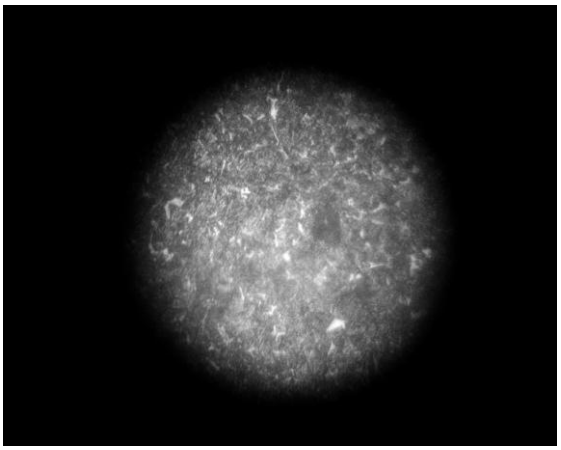


Рис.7. **Структура сталі 35ХН2МФА після охолодження в полімері**

Одержані після гартування структури мають більш однорідну структуру з дрібними структурними складовими та вищі показники міцності (рис. 6, 7). При охолоджені у водополімерному розчині покращується загартовуваність та прогартовуваність сталі. Отже, водополімерні суміші є кращими охолоджуючими середовищами, ніж вода та масло, так як скорочується етап плівкового кипіння, а етап бульбашкового кипіння відбувається за активною дією полімера, який зриває парову сорочку з поверхні деталі, пришвидшуючи її охолодження.

Проведені експерименти дозволили внести корективи в технологічні процеси виконання термічної обробки елементів вогнепальної зброї з метою підвищення її експлуатаційних властивостей.

Література.

1. Єжов В.М. Водорастворимая полимерная закалочная среда ВПЗ - 1 / Єнергомашиностроение. 1986, №3. С.43 -45.

2. Дяченко С.С. Спадковість і її роль при термічній обробці. / Металознавство та обробка металів. (МОМ) № 2, 2004. - с. 3-13.

3. Люты В. Закалочные среды: Справ.изд. под ред..Масленкова С.Б. /Пер. с польск. Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение. 1990. - 192 с.

4. Спосіб безконтактного вимірювання параметрів вібрацій та визначення форми коливань об'єктів. Деклараційний патент на винахід. Бюл. № 8 від 15.08 2002 (Ройзман В.П., Чоловський Р.Г., Нікітін О.О.)

5. Теория термической обработки металлов: учебник для вузов. 4 -е изд. , перераб. и доп. : Новиков И.И.: Металлургия. 1986. 480 с.

Рецензенти:

Рачок Роман Васильович – начальник кафедри загальнонаукових та інженерних дисциплін Національної академії Державної прикордонної служби України ім. Б.Хмельницького, доктор технічних наук, доцент.

Сорокатий Руслан Володимирович - завідувач кафедрою комп'ютерних наук та інформаційних технологій, доктор технічних наук, професор.

Стаття надійшла до редакції 18.04.2019

© О.С. Дробот, О.О. Нікітін, С.Я. Підгайчук, Н.М. Яворська, О.П. Бабак

УДК 621.43

А.А. Дудніков, В.В. Дудник, О.І. Біловод, О.В. Іванкова, Т.Г. Лапенко
Полтавська державна аграрна академія

ЗМІЦНЕННЯ МАТЕРІАЛУ ДЕТАЛЕЙ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ

У роботі досліджено вплив пластичного деформування матеріалу деталей для їх зміцнення з метою підвищення довговічності

***Ключові слова**: пластичне деформування, ступінь зміцнення, знос, вібраційна обробка, залишкові напруження.*

А.А. Дудников, В.В. Дудник, А.И. Беловод, Е.В. Иванкова, Т.Г. Лапенко
Полтавская государственная аграрная академия

УПРОЧНЕНИЕ МАТЕРИАЛА ДЕТАЛЕЙ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

В работе исследовано влияние пластического деформирования материала деталей для их упрочнения с целью повышения долговечности

***Ключевые слова:** пластическое деформирование, степень упрочнения, износ, вибрационная обработка, остаточные напряжения*

A. Dudnikov, V. Dudnyk, O. Bilovod, E. Ivankova, T. Lapenko
Poltava State Agrarian Academy

STRENGTHENING OF THE MATERIAL OF DETAILS BY PLASTIC DEFORMATION

The paper investigates the effect of plastic deformation of the material of parts for their hardening in order to increase durability

***Keywords:** plastic deformation, degree of hardening, wear, vibration treatment, residual stresses.*

Постановка проблеми. Можливість створення поверхневого шару з рівномірним зміцненням, а також формування пластичним деформуванням необхідних залишкових напружень стиснення і твердості матеріалу до сьогодні залишається не до кінця реалізовано.

Забезпечити цю можливість можна регулюванням режимів обробки і, відповідно, показників якості поверхневого шару деталей. Одним з основних параметрів режиму обробки при поверхневому пластичному деформуванні (ППД) є параметри, які характеризують силу деформування. Для отримання зміцненого поверхневого шару з більшими зміцненням і глибиною доцільніше використовувати деформування з динамічним навантаженням, тобто з використанням енергії удару. Однак, проблема успішного використання динамічних способів ППД полягає в регулюванні показників якості поверхневого шару, оскільки при однаковій кінетичній енергії удару, енергія, що йде на пластичну деформацію, може бути різною [1].

Керування процесом динамічного деформування оброблюваної поверхні деталей дозволяє підвищити точність регулювання отриманих показників якості по глибині матеріалу.

Тому актуальними є дослідження по визначенню закономірностей режимних параметрів пластичного деформування, які забезпечували б зміцнення деталей машин та їх довговічність.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Для забезпечення довговічності деталей необхідно все більше уваги приділяти поверхневому зміцненню, що забезпечує належні параметри якості поверхневого шару.

У літературі є ряд досліджень по обґрунтуванню вимог до зміцненого шару [1, 2, 3]. У роботах вказано на необхідність одержання твердості та залишкових напружень по глибині поверхневого шару, які максимально відповідають експлуатаційним вимогам.

Можливість створення поверхневого шару з рівномірним зміцненням досі залишається не до кінця реалізованою. Забезпечити цю можливість можна регулюванням режимів обробки що, відповідно, підвищує якість поверхневого шару з використанням енергії удару, тобто динамічного навантаження.

Однак, проблема успішного використання динамічних способів ППД полягає в регулюванні показників якості поверхневого шару, оскільки при однаковій кінетичній енергії удару енергія, яка використовується на пластичну деформацію, може бути різною [4].

Актуальними є дослідження по визначенню закономірностей режимних параметрів пластичного деформування, що забезпечують зміцнення оброблюваного матеріалу.

Тому, розробка зміцнюючих технологій, що сприяють підвищенню ресурсу сільськогосподарських машин, є актуальною для агропромислового комплексу України [5].

© А.А. Дудніков, В.В. Дудник, О.І. Біловод, О.В. Іванкова, Т.Г. Лапенко

Постановка завдань. Метою роботи є підвищення довговічності деталей сільськогосподарських машин за рахунок застосування зміцнюючої технології пластичним деформуванням при їх відновленні.

Викладення основного матеріалу. Для досягнення мети необхідно вирішити наступні задачі: вибрати основні параметри пластичного деформування поверхонь відновлюваних деталей; дослідити вплив конструктивно-технологічних і технологічних параметрів на показники якості.

Поставлені задачі попередньо досліджувалися в лабораторних умовах на зразках при значній зміні діапазону різних факторів технологічного процесу. Одержані при цьому дані перераховувалися з моделей на конкретні деталі при дотриманні геометричної подібності.

Експериментальні дослідження проводили при визначенні зусиль, напружень і формозміни, а також при дослідженні умов деформування на зміну властивостей і структури матеріалу деталей.

Для дотримання подібних умов тертя (однаковий матеріал, якість його поверхні, мащення) забезпечувалися відповідні показники швидкості ковзання металу по обробному інструменті.

Забезпечувались вимоги ідентичних фізико-механічних властивостей моделі та деталі при проведенні багатофакторного експерименту, включаючих вплив умов деформації на властивості.

Зміцнення поверхні диску сошника залежить від багатьох факторів, дослідження впливу кожного з яких має важливе значення для розробки технологічного процесу його відновлення. Були визначені і обґрунтовані наступні основні параметри зміцнення: амплітуда A, частота коливання інструменту n і час зміцнення*t.*

Величина деформацій є одним з основних параметрів при обробці тиском.

Технологічними параметрами, що надають визначальний вплив на величину і ступінь деформації, є: фізико-механічні властивості матеріалу оброблюваних деталей; шорсткість поверхонь деталей які підлягають зміцненню; швидкість переміщення обробного інструменту і його форма; частота і амплітуда коливань робочого інструменту; час обробки (деформування).

При обробці металів пластичним деформуванням відбуваються деформації, змінюються розміри оброблюваних деталей.

При обробці зразка, який має форму паралелепіпеда, деформований стан характеризується трьома головними показникам по осях X і Y та деформацією стиснення в напрямку дії сили по осі Z.

Ступені деформації за вказаними напрямками визначили виразами:

$$\delta_x = \ln\frac{x_{п.д.}}{x_{д.д.}};\ \delta_y = \ln\frac{y_{п.д.}}{y_{д.д.}};\ \delta_z = \ln\frac{z_{п.д.}}{z_{д.д.}}. \qquad (1)$$

де індекси означають: *д.д.* – до деформування; *п.д.* – після деформування.

Розрахункові значення ступеня деформації, отримані за формулою (1), наведено в табл. 1.

Таблиця 1

Розрахункові значення ступеня деформації

Матеріал, який обробляється	Ступінь деформації	
	δ_x, δ_y	δ_z
1. Сталь 65Г	0,0048	1,0046
2. Сталь 45, сормайт	0,0081	1,0059

Як показали дослідження, ступінь деформації по діаметру і товщині зразків зі сталі 45 з наплавленням сормайтом відповідно у 1,68 і 1,28рази більше, ніж зі сталі 65Г.

При відновленні деталей пластичним деформуванням в їх матеріалі утворюються і перерозподіляються залишкові напруження в результаті теплової дії під час зварювання, наплавленні і послідуючого впливу на відновлювані поверхні різних зміцнюючих технологічних процесів.

Дослідженнями встановлено, що на поверхні леза диска виникають сприятливі залишкові напруження стиску, складові: при вібраційному зміцненні нових дисків 110-115 МПа; відновлених приварюванням сегментів зі сталі 45 з наплавленням сормайтом і послідуючим вібраційним

© А.А. Дудніков, В.В. Дудник, О.І. Біловод, О.В. Іванкова, Т.Г. Лапенко

зміцненням 104-110 МПа.

Встановлено, що на глибині 0,40-0,75 мм вони переходять в розтягуючі, відповідно рівні: 66-79 МПа; 44-53 МПа. На глибині 1,00-1,58 мм напруження переходять в стискаючі, рівні відповідно: 64-73 МПа; 59-68 МПа.

При зміцненні наплавленої поверхні вібруючим робочим інструментом змінюються механічні властивості її матеріалу. Мікроструктурні дослідження свідчать, що мікротвердість для вказаних варіантів деталей поступово знижується і на глибині 1,08-1,30 мм відбувається більш інтенсивне її зниження.

Виявлено, що під час вібраційного деформування зерна матеріалу мають витягнуту форму в напрямку руху обробного інструменту. При цьому глибина зміцнення матеріалу в 1,82-2,37 рази більша.

При звичайному деформуванні внаслідок постійного контакту обробного інструменту з оброблюваним матеріалом деталі траєкторії максимальних дотичних напружень розташовуються під кутом 90° до оброблюваної поверхні [6].

При вібраційному деформуванню цей кут змінюється від 45° до 90° і в момент відриву інструменту (ослаблення контакту) зусилля буде направлено до направлення руху інструменту під більшим кутом, що сприятиме збільшенню величини деформацій і більшому ущільненню (зміцненню) оброблюваного матеріалу.

Величину зміцнення η оброблюваного металу деталі визначали по наступній залежності [6]:

$$\eta = \log_{\varepsilon} \frac{\sigma_S}{\sigma_T}. \qquad (2)$$

де σ_S – напруження текучості матеріалу; σ_T – границя текучості; ε – логарифмічна ступінь деформації.

Розрахункові значення ступеня зміцнення, отримані по вказаній залежності, наведені в табл. 2.

Таблиця 2

Розрахункові значення ступеня зміцнення

Оброблюваний матеріал	Ступінь зміцнення, η	
	звичайне деформування	вібраційне деформування
Сталь 65Г	0,108	0,142
Сталь 65Г, сормайт	0,085	0,127

Встановлено, що ступінь зміцнення матеріалу зразків, відновлених приварюванням сегментів з наплавленням сормайтом при вібраційному деформуванні в 1,49 рази більше, ніж при звичайній обробці.

В результаті дії абразивного середовища відбувається зношування ріжучої кромки робочого органу. Це викликає її затуплення, що призводить до погіршення технологічного процесу посіву. Для дослідження величини зносу використовувалися диски зернової сівалки наступних варіантів (табл. 3):

1 – нові диски із сталі 65Г діаметром 300 мм;

2 – нові диски із сталі 65Г діаметром 300 мм з вібраційним зміцненням робочої поверхні;

3 – відновлені приварюванням сегментів із сталі 45 з наплавленням сормайтом і вібраційним зміцненням.

Приварювання сегментів шириною 15 мм і товщиною 2,5 мм здійснювалось на напівавтоматі А-765 дротом Ø2 мм марки 8ГС. Зміцнення проводилось на вібраційній установці(кафедра технології та засобів механізації аграрного виробництва).

Встановлено оптимальні параметри обробки вібраційним методом: амплітуда коливань обробляючого інструменту A = 0,5 мм; частота його коливань n = 1400 хв$^{-1}$; час обробки t = 20 с.

Дані лабораторних досліджень приведені в табл. 4.

© А.А. Дудніков, В.В. Дудник, О.І. Біловод, О.В. Іванкова, Т.Г. Лапенко

Таблиця 3

Конструктивні параметри дисків сошників

Варіант диска	Вимірювані параметри		
	Зовнішній діаметр, мм	Товщина ріжучої кромки, мм	Кут леза, град
1	300	2,46	20º
2	300	2,52	20º
3	300	2,41	20º

Таблиця 4

Дані зносу дисків при стендових випробувань

Номер варіанта диска	Знос діаметра*D*	Знос товщини леза *a*
	абсолютний знос, мм	абсолютний знос, мм
1	0,78	0,47
2	0,39	0,34
3	0,44	0,38

Дані стендових випробувань свідчать, що для вказаних варіантів найменшу величину зносу мали нові диски сошників із вібраційним зміцненням.

Стендові випробування дозволили визначити оптимальні значення діаметра D = 300 мм і товщини леза сошника a = 2,5 + 0,1 мм та вибрати найбільш ефективний технологічний процес відновлення з використанням вібраційного зміцнення його ріжучої кромки.

Висновки. Аналіз стендових випробувань дозволяє зробити висновок, що зносостійкість, а відповідно, і ресурс дисків сошників залежать як від їх геометричних параметрів, так і в значній мірі від способу відновлення.

Список використаних джерел:

1. Скобло Т. С., ВласовецВ. М., НауменкоА. О., Дудников И. А. Исследование влияния виброобработки на упрочнение структурных составляющих стали 10.Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка. 2015. Вип. 158. С. 279–287.

2. Овсеенко А. Н.,Серебряков В. И.,Гаек М. М. Технологическое обеспечение качества изделий машиностроения: монография. М.: Янус-К, 2003. 296 с.

3. Олейник Н. В.,КычинВ.П., Луговской А.Л. Поверхностное динамическое упрочнение деталей машин. К.: Техника, 1984. 151 с.

4. Дудніков А. А., Келемеш А. О., Семчук Г. І., Єфремов С. Г. Забезпечення якості поверхні деталей при обробці тиском. Механізація та електрифікація сільського господарства. Глеваха: Вип. 98. Т. 2, 2013. 590 с.

5. Білоусько Я. К., Бурилко А. В., Галушко В. О. Проблеми реалізації технічної політики в агропромисловому комплексі. Київ: ННЦ ІАЕ, 2007. 216 с.

6. Громов Н. П. Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1988. 391 с.

7. Кислик В. А. Упрочнение и износостойкость. М.: Машиностроение, 1993. 208 с.

Стаття надійшла до редакції 16.04.2019

© А.А. Дудніков, В.В. Дудник, О.І. Біловод, О.В. Іванкова, Т.Г. Лапенко

УДК: 621.793.71

Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов
Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

МЕТОДИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ УСТАНОВОК ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ГАЗОПЛАМЕННОГО НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ

Представлена методология создания перспективной универсальной установки для высокоскоростного газопламенного напыления (ВГПН) покрытий из практически всей номенклатуры используемых в газотермическом напылении порошковых материалов и на основе анализа тенденций развития современного оборудования для ВГПН сформулирована концепция такой установки. Работа установки происходит в режимах высокоскоростного воздушно топливного напыления(ВВТН), высокоскоростного кислород-топливного напыления (ВКТН), «теплого ВВТН» и комбинированного режима ВВТН+ВКТН. Установка оснащается комплектом жидкотопливных горелок с расходным управлением параметрами двухфазного потока. Тепловая мощность установки – в диапазоне 100…300 кВт. Определены требуемые расходы топливных компонентов. Сформулированы требования к порошковому питателю и манипулятору. Указывается, что для обеспечения эффективности установки и надежного обеспечения качества покрытий требуется высокая степень её автоматизации, компьютерный мониторинг режима работы горелки, параметров двухфазной струи и состояния покрытия в пятне напыления, регулирование их и согласование с работой порошковых питателей и манипуляторов.

Ключевые слова: *высокоскоростное газопламенное напыление, газотермические покрытия, расходное управлением параметрами двухфазного потока*

Ю.І. Євдокименко, В.М. Кисіль, Г.О. Фролов
Інститут проблем матеріалознавствваім. І.М. Францевича НАН України

МЕТОДИЧНІ ОСНОВИ СТВОРЕННЯ УСТАНОВОК ДЛЯ ВИСОКОШВИДКІСНОГО ГАЗОПОЛУМ'ЯНОГО НАНЕСЕННЯ ПОКРИТТІВ

Представлена методологія створення перспективної універсальної установки для високошвидкісного газополум'яного напилення (ВГПН) покриттів з практично всієї номенклатури використовуваних в газотермічному напиленні порошкових матеріалів і на основі аналізу тенденцій розвитку сучасного обладнання для ВГПН сформульована концепція такої установки. Робота установки відбувається в режимах високошвидкісного повітряно паливного напилення (ВВТН), високошвидкісного кисень-паливного напилення (ВКТН), «теплого ВВТН» і комбінованого режиму ВВТН + ВКТН. Установка оснащується комплектом рідиннопаливних пальників з витратним керуванням параметрами двофазного потоку. Теплова потужність установки - в діапазоні 100 ... 300 кВт. Визначено необхідні витрати паливних компонентів. Сформульовано вимоги до порошкового живильника і маніпулятору. Вказується, що для забезпечення ефективності установки і надійного забезпечення якості покриттів потрібна висока ступінь її автоматизації, комп'ютерний моніторинг режиму роботи пальника, параметрів двофазного струменя і стану покриття в плямі напилення, регулювання їх і узгодження з роботою порошкових живильників і маніпуляторів.

Ключові слова: *високошвидкісне газополум'яне напилення, газотермічні покриття, витратне управлінням параметрами двофазного потоку*

Yu.I. Yevdokymenko, V.M. Kysil, G.A. Frolov
I.N. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science. NAS of Ukraine

METHODICAL BASES FOR CREATING INSTALLATIONS FOR HIGH VELOCITY FLAME SPRAYING

Methodology for the creation of a promising universal installation for high-velocity gas-flame spraying (HVFS) coatings from almost the entire range of powder materials used in gas-thermal spraying is presented and based on the analysis of trends in the development of modern equipment for HVFS, the concept of such an installation is formulated. The installation works in the modes of high-velocity air-fuel spraying (HVAS), high-velocity oxygen-fuel spraying (HVOS), "warm HVAS " and the combined mode HVAS+HVOS. The installation is equipped with a set of oil burners with expense control parameters of two-phase flow. Thermal power of the installation is in the range of 100 ... 300 kW. The required fuel consumption have been determined. The requirements for a powder feeder and manipulator are formulated. It is indicated that to ensure the efficiency of the installation and reliable quality assurance of coatings, a high degree of automation is required, computer monitoring of the burner operation mode, two-phase jet parameters and the coating condition in the spraying spot, their adjustment and coordination with the operation of powder feeders and manipulators.

Keywords: *high-velocity flame spraying, gas-thermal coatings, expense control parameters of two-phase flow*

Постановка проблемы. За тридцать пять лет своего развития высокоскоростное газопламенное напыление (ВГПН, в англоязычном варианте High Velocity Flame Spraying, HVFS) прочно утвердилось в качестве одного из основных методов газотермического напыления (ГТН), и в настоящее время широко применяется практически во всех отраслях промышленности для нанесения различных функциональных покрытий [1, 2]. Анализ публикаций за 2018 год в

© Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов

международном журнале по тематике ГТН Journal of Thermal Spray Technology, проведенный авторами, показывает, что не менее четверти их посвящено проблематике ВГПН, что согласуется с данными[3].

Суть ВГПН заключается в нагреве и разгоне частиц напыляемого материала высокоскоростным высокотемпературным потоком продуктов сгорания углеводородного топлива, которое непрерывно сгорает при давлении, обеспечивающим его сверхзвуковое истечение из горелки. ВГПН позволяет наносить покрытия практически из всех применяемых в газотермическом напылении порошковых материалов, за исключением наиболее тугоплавких керамических соединений (в данной работе рассматривается только ВГПН порошков, распыление проволок этим методом применяется значительно реже). В зависимости от вида применяемого окислителя различают две основные разновидности ВГПН – высокоскоростное кислородно-топливное напыление (ВКТН) и высокоскоростное воздушно-топливное напыления (ВВТН), в англоязычной литературе, соответственно – HVOF и HVAF (High Velocity Oxygen / Air Fuel). Особенности технологии ВКТН подробно освещены во множестве справочников по ГТН [1, 2, 4], а ВВТН является относительно новой технологией, ее подробная характеристика приведена в [5, 6].

Качество ВГПН-покрытий сопоставимо с качеством лучших детонационных и плазменных покрытий или даже превосходит их – типична пористость на уровне 1% и меньше [4], адгезионная прочность в многих случаях превосходит 100 МПа и является максимальной среди методов ГТН. Так, авторы [7] сообщают о получении ими адгезионной прочности покрытия состава WC-20% (масс.) Ni-суперсплав на уровне 260-280 МПа. По производительности (до 32 кг/ч нанесенного порошка) метод уступает только электродуговой металлизации. В то же время, по своим размерам и весу ВГПН-горелки мало отличаются от горелок для традиционных газопламенного и плазменногометодов напыления, что позволяет использовать их в качестве ручного инструмента и на манипуляторах, разработанных для этих технологий. Основным недостатком ВГПН является большой удельный (на единицу массы покрытия) расход горючего и окислителя, что определяет относительно высокую стоимость процесса. Поэтому совершенствование техники и технологии ВГПН направлено в первую очередь на повышение их энергетической эффективности.

Работы в области техники и технологии высокоскоростного газопламенного напыления в ИПМ НАН Украины проводятся с конца 80-х годов прошлого века. За прошедшее время были разработаны и исследованы шесть базовых порошковых ВГПН-горелок, которыми были нанесены покрытия из металлов, сплавов, интерметаллидов, керамик и металлокерамических композиций с качеством на уровне лучших мировых достижений.

Целью данной работы является анализ существующих конструктивных схем ВГПН-горелок с точки зрения эффективности использования в них внутренней энергии продуктов сгорания для достижения энергетических параметров частиц напыляемого материала – их скорости и удельной энтальпии, – необходимых для образования качественных покрытий, а также разработка концепции перспективной универсальной ВГПН-установки.

Анализ последних исследований и публикаций.

В середине 90-х годов прошлого столетия авторами была сформулирована концепция функционального разделения участков нагрева и ускорения частиц напыляемого материала в горелках для ВГПН, осуществляемого путем расходного управления параметрами двухфазного потока [8,9], и разработан ряд схем газодинамического тракта, реализующих её[10, 11]. В этих схемах продукты сгорания из одной общей камеры сгорания или двух раздельных камер сгорания (КС) поступают в канал нагрева и ускорения дисперсной фазы в двух разнесенных узлах подвода, между которыми и создается участок нагрева с соответствующими параметрами газового потока. Схема с двумя последовательно установленными камерами сгорания была реализована в работающих на горючих газах горелках «Град-В» и «Град-К» («Град-В» предназначена для ВВТН и имеет регенеративное воздушное охлаждение, водоохлаждаемая горелка «Град-К» - для ВКТН), схема с общей для двух узлов подвода КС - в воздушно-жидкотопливной горелке ГВО-РВ [12]. Опыт эксплуатации этих горелок подтвердил правильность теоретического положения о том, что энергетическая эффективность горелок с расходным управлением параметрами двухфазного потока в полтора-два раза выше, чем в горелках традиционной схемы. При равной тепловой мощности они позволяют наносить высококачественные покрытия из порошков, не напыляемых традиционными горелками. Так, работающей на керосине ВВТН-горелкой воздушного охлаждения ГВО-РВ были нанесены покрытия из порошка никеля дисперсностью 80-100 мкм, в то время как этой же горелкой в варианте традиционного тракта удавалось напылять никелевый

порошок с дисперсностью не более 40 мкм, причем со значительно худшим качеством [13]. Подобные же результаты были получены при напылении покрытий из интерметаллидных соединений, самофлюсующихся никелевых сплавов, а также металлокерамических композиций различного состава [14].

В настоящее время в промышленно применяемых ВГПН-горелках функциональное разделение участков нагрева и ускорения частиц напыляемого материала используется только в технологии Activated Combustion HVAF (AC-HVAF) американских компаний Uniquecoat Technologies LLC(горелки М2 и М3) и Kermetico, Inc (серия АК разнокалиберных горелок), причем только в двухкаскадной горелке М3 оно, среди прочего, достигается за счет расходного управления параметрами двухфазного потока. Компании являются совладельцами основного патента на технологию АС-HVAF[15], суть которой, как и характеристикиреализующих её горелок, представлены на официальных сайтах компаний [16, 17]

Именно этими горелками в последнее время были нанесены покрытия из никель-хромовых сплавов, суперсплавов и твердых сплавов наивысшего в ГТН уровня качества с наименьшей стоимостью среди всех альтернативных методов (ВКТН, детонационное напыление, сверхзвуковое плазменное напыление при низком давлении) [18, 19].В результате в индустрии ГТН возникла необходимость более интенсивного внедрения технологии ВВТН и её адаптации к уже существующей инфраструктуре производств на базе технологии ВКТН и к её стандартам. Для решения этой задачи компания Kermetico, Inc запустила в производство серию охлаждаемыхвоздухом горелок серии С (Convertible), способных работать в режимах как ВВТН, так и ВКТН [17].

Еще одной яркой тенденцией последних лет стало быстрое развитие технологий ВГПН на внутренние цилиндрические поверхности, для чего многими мировыми производителями ВГПН-оборудования были разработаны специальные горелки с радиально направленным соплом [16, 20], способные наносить покрытия из твердых сплавов (например, WC-10%Co-4%Cr) на внутренние поверхности отверстий диаметром до 100 мм и менее. Среди них выделяется ВВТН-горелка АК-IDR с вращающейся головкой, что позволяет напылять покрытия в отверстиях неподвижных деталей, например, на посадочные места подшипников в массивных корпусах тяжелого оборудования [17]. Особенностью таких горелок является их малая тепловая мощность (менее 80 кВт) и соответственно, малые расходы топливных компонентов, требующие большей точности их регулирования.

Характеристики и конструктивные особенности передового оборудования для ВКТН подробно представлены на официальных сайтах его ведущих производителей –американских компаний Sulzer Metco (торговые марки горелок – Diamond Jet и Woka), Praxair Surface Technologies (Tafa), Kennametal Stellite (Jet Kote),компаний Metallization (Великобритания), Flame Spray Technologies (Нидерланды), GTV GmbH, (ФРГ), A.Termika Ltd.(Израиль) и др. Это позволяет провести их сравнение и анализ. Примеры дизайна современного ВГПН-оборудования показаны на рис. 1.

Постановка задачи. На основе анализа влияния схемных и конструктивных особенностей ВГПН-горелок на энергетическую эффективность существующих установок разработать концепцию перспективной универсальной установки для ВГПН.

Изложение основного материала. Энергетическая эффективность ВГПН-горелок определяется долей внутренней энергии продуктов сгорания топливной смеси, идущей на повышение тепловой и кинетической энергии частиц напыляемого порошка, характеризуемых их энергетическими параметрами – температурой и скоростью. Энергетические параметры частиц на выходе из горелки определяются тремя группами факторов. Первую из них образует комплекс теплофизических свойств самого напыляемого материала (плотность, теплоемкость, температура и теплота плавления) и определяющие размеры и форма частиц его порошка. Две другие связанные с применяемой топливной композицией (окислитель, горючее, их соотношение, давление сжигания) и с конструкцией горелки (ее мощность, протяженность и форма газодинамического тракта, метод охлаждения, конструктивные особенности). На основании анализа конструкций и характеристик ВГПН-горелок можно классифицировать их конструктивные схемы на основании признаков, определяющих их энергетическую эффективность:

1) применяемый окислитель – кислород, воздух или их смесь (обогащенный воздух);

2) применяемое топливо и его агрегатное состояние – газообразный или жидкий;

3) тип охлаждения – жидкостное или воздушное;

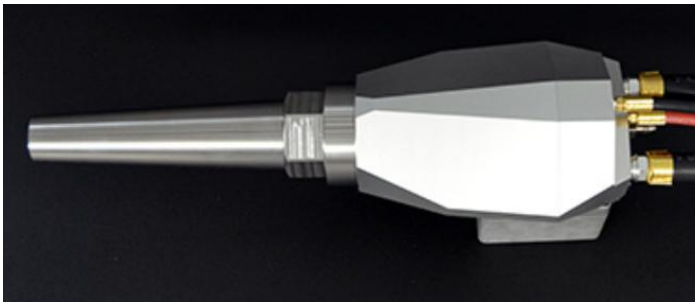
© Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов

4) система ввода напыляемого материала – осевая или радиальная;

5) конфигурация соплового канала.

Каждый из этих признаков непосредственно влияет на процессы энергообмена в горелке, а весь комплекс реализуемых технических решений определяет его конечную эффективность и, таким образом, техническое совершенство устройства.

Основное отличие между технологиями ВКТН и ВВТН определяется максимальными уровнями температур, достигаемых при сжигании кислородно-топливных и воздушно-топливных смесей, в зависимости от вида горючего, соотношение компонентов и давления – 2800-3300 К в первом случае и 1800-2250 К – во втором. Использование воздуха в качестве окислителя существенно снижает стоимость процесса, но сужает диапазон напыляемых материалов за счет наиболее тугоплавких материалов (с температурой плавления выше 2100 К).



а



б



в

*Рис. 1.***Оборудование для ВВТН: *а* – горелка М3 (Uniquecoat Technologies LLC) [16]; *б* – переносной пульт управления ВВТН-установкой (Kermetico, Inc) [17];*в* – горелка AK-IDR с вращающей сяголовкой для внутреннего напыления (Kermetico, Inc) [17]**

В качестве горючего в обеих технологиях применяют горючие газы (метан, пропан, пропилен, водород), промышленные газовые смеси (МАПП, МАФ) или жидкое топливо (керосин, уайт-спирит, этиловый спирт), соответственно, различают горелки, работающие на горючих газах, и жидкотопливные горелки. Сравнение характеристик ВКПН-горелок, которые работают на газообразном и жидком топливе, проведено в [21]. Основной отличительной особенностью жидкотопливных горелок является применение камер сгорания (КС) большого объема, необходимого для обеспечения качественного смешения. Увеличение поверхности теплообмена при высоких температурах в КС существенно увеличивает тепловые потери в систему охлаждения, соответственно снижая тепловую эффективность устройства.

Обычно, горелки для ВКПН имеют водяное охлаждение, а для ВППН –воздушный регенеративный, при котором нагретый воздух из системы охлаждения поступает в КС. Водяное охлаждение позволяет поддерживать температуру горячих поверхностей камеры сгорания и соплового канала горелки на уровне, не превышающем 600 °С, обеспечивает их высокий ресурс, но приводит к высоким тепловым потерям. В случае воздушного охлаждения температура горячих стенок, контактирующих с высокотемпературными продуктами сгорания, определяется возможностью их материала противостоять высокотемпературному окислению в течение заданного ресурса, и для обычно применяемых высоколегированных сталей и никелевых сплавов составляет 800–1000 °С в течение нескольких или нескольких десятков часов. Обычно для интенсификации охлаждения применяют частично регенеративное охлаждение, при котором в горелку подается больше воздуха, чем необходимо для сжигания горючего, и его избыток

сбрасывается в конце охлаждающих каналов. При этом повышение ресурса горячих элементов устройства сопровождается снижением его энергетической эффективности за счет потери части тепла и увеличение (в 1,5 – 2 раза) расхода сжатого воздуха.

Конфигурация соплового канала и место ввода дисперсной фазы в газовой поток являются наиболее значимыми конструктивными факторами, которые определяют процессы межфазного энергообмена в горелке. Ввод дисперсной фазы в газовый поток может быть осевым, то есть направленным в сопло по его оси, или радиальным, когда подача его происходит через радиальные отверстия в стенке соплового канала, как правило, наклонные к оси канала по ходу потока. Осевой ввод обеспечивает большее время пребывания частиц в канале и больший нагрев их, то есть более эффективен с точки зрения передачи тепла дисперсной фазе.

Нагрев частиц определяется временем их нахождения в высокотемпературном газовом потоке, а достигнутая ими скорость – длиной, на которой происходит их разгон. Поэтому протяженность соплового канала является основным параметром, определяющим эффективность межфазного энергообмена. При фиксированном режиме работы камеры сгорания в зависимости от конфигурации соплового канала частицы в выходном сечении канала могут иметь либо относительно высокую скорость и низкую температуру (при максимальной средней скорости потока в канале), либо низкую скорость и высокую температуру (в канале с минимально возможной скоростью, что достигается в канале с постоянной площадью поперечного сечения), либо любое их промежуточное значение. При этом сама длина соплового канала имеет технические и физические ограничения, которые определяются термогазодинамическими процессами охлаждения и торможения газового потока на стенке канала. Анализ энергетической эффективности сопловых каналов различной конфигурации выполнен в работе [22].

Концепция создания промышленной универсальной ВГПН-установки. Анализ современного состояния оборудования для высокоскоростного газопламенного напыления, энергетической эффективности схемных решений горелок и их конструктивных особенностей в зависимости от режимных параметров позволяет определить вид перспективной промышленной установки, обеспечивающей максимальную эффективность процесса ВГПН.

В основу концепции такой установки могут быть положены следующие положения:

1 Высокоскоростное кислородно-топливное напыление обеспечивает напыления всей номенклатуры материалов, напыляемых методами газотермического напыления, кроме наиболее тугоплавких керамических материалов с температурой плавления более 2200 °С.

2 Высокоскоростное воздушно-топливное напыление обеспечивает напыления порошковых материалов из всех применяемых в «горячих» методах ГТН металлов / сплавов и большинства металлокерамических композиций.

3 При сравнимом качестве получаемых покрытий ВВТН существенно превышает ВКТН по экономической эффективности.

4 Водород является наиболее энергетически эффективным топливом в процессах ВГПН, обеспечивая по сравнению с углеводородными горючими примерно на четверть более высокую эффективность теплообмена между газовой и дисперсной фазами потока. При этом из-за более высокой цены водорода стоимость единицы тепловой мощности энергетических устройств, использующих водород в качестве топлива, более чем на порядок превосходит таковую для устройств, работающих на углеводородных топливах.

5 Энергетическая эффективность основных промышленных углеводородных горелок в процессах ВГПН находится примерно на одном уровне. Из них наиболее высокую энергетическую эффективность (не более, чем на 5%) имеет метан. Основным критерием выбора горючего для осуществления ВГПН является безопасность и удобство его практического использования в конкретных условиях эксплуатации.

6 Основной тенденцией в современном развитии ВГПН является повышение скорости напыляемых частиц и снижения их температуры, чем достигается более высокое качество покрытий.

7 Кроме увеличения тепловой мощности горелок и связанного с ним увеличения их размеров, в том числе – длины газодинамических трактов, основным средством увеличения скорости частиц в процессах ВГПН является повышения давления в их камерах сгорания.

8 Горелки для ВКПН, как правило, требуют водяного охлаждения, так же оно весьма желательно для сопловых блоков горелок для ВВТН при работе с давлением в КС более 1 МПа.

Перспективная установка ВГПН предназначена для напыления с максимально достигнутым к настоящему времени качеством всей номенклатуры ВГПН-покрытий в стационарных условиях

крупного машиностроительного или специализированного на напылении предприятия. Заявляемая универсальность предусматривает возможность работы горелки (или горелок) во всех существующих режимах ВГПН:

- режим «теплого» ВВТН (режим с большим коэффициентом избытка воздуха) является аналогом холодного газодинамического напыления (но значительно более производительным) и применяется для напыление полимеров и легкоплавких металлов (олово, свинец, цинк, алюминий и их сплавы);

- режим ВВТН– напыление металлов, сплавов и металлокерамических композиций;

- режим ВКТН – напыление керамических материалов и композиций;

- комбинированный ВВТН-ВКТН режим (окислитель - обогащенный кислородом воздух) – напыление тугоплавких сплавов и металлокерамических композиций.

На рисунке 2 представлена структурная блок-схема перспективной установки.

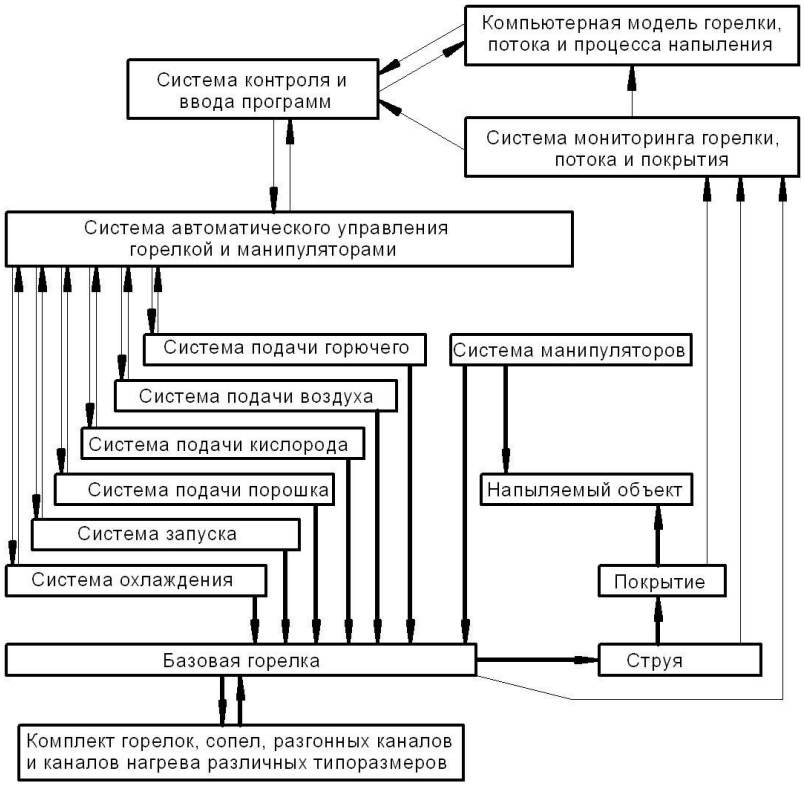


*Рис. 2.***Структурная схема перспективной установки для ВГПН**

Установка оснащается двумя базовыми горелками с расходным управлением параметрами двухфазного потока: воздушного охлаждения – для работы в режимах ВВТН и водоохлаждаемой – на остальных, а также ВВТН-горелкой для внутреннего напыления.

Обеспечение универсальности установки может быть достигнуто за счет модульного принципа построения как самой установки, так и ее горелок. Модульность установки предполагает создание ее в виде комплекса независимых систем, из которых, по мере их необходимости для проведения конкретного технологического процесса ВГПН, формируется, по сути, специализированная установка. Модульный принцип должен применяться при конструировании и самых горелок. Тогда базовые горелки могут комплектоваться наборами сопел, разгонных каналов и каналов нагрева различных типоразмеров, что еще более расширит возможности оптимизации комплекса под каждую конкретную задачу напыления.

Особенностью предлагаемой концепции перспективной установки является возможность одновременной работы на обоих видах окислителя – кислороде и воздухе, что позволяет ей работать на обогащенном воздухе, тем самым повышая ее экономическую эффективность и гибкость технологического процесса. Для этого предполагается оснащение установки независимыми системами подачи кислорода и воздуха, при этом конкретным потребителям в зависимости от их задач установка может поставляться и с одной любой из них, что не повлияет на конструкцию и работоспособность всех других систем.

© Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов

Максимальная тепловая мощность установки устанавливается на уровне300 кВт, достигнутом в наиболее мощных современных установках для ВГПН, минимальная – на уровне 100 кВт для обеспечения работы горелки для внутреннего напыления.

Рабочее давление системы подачи кислорода 1,6 МПа обеспечит возможность поддержки в камере сгорания ВКПН-горелки давления 1,3 МПа, что немного выше применяемого в современных жидкотопливных ВКПН-горелках (1,0 МПа) и соответствует тенденции развития этой технологии. Тогда для получения заданной тепловой мощности расход кислорода в системе составит 24 г/с (1,0 $м^3$/мин). Потребность установки при производственной сменной загрузке 75% рабочего времени составляет 400 $нм^3$ или 66 баллонов (40 л, 15 МПа). Экономической альтернативой является применение газофикационной установки с кислородным компрессором, использующей жидкий кислород, которой примерно в полтора раза дешевле газообразного.

Для обеспечения режима «теплого» ВВТН при давлении в КС 2,0 МПа давление в системе подачи воздуха (воздушной системы) должно быть не менее 2,3 МПа, а расход воздуха на уровне 200 г/с (10 $м^3$/мин). В наибольшей степени этим требованиям соответствуют характеристики типоразмера «2,5 МПа / 10 $м^3$/мин» стандартного ряда промышленных компрессоров среднего давления. Для экономичной работы во всем диапазоне режимов установки компрессор должен иметь автоматическое регулирование расхода.

Система подачи топлива определяется выбором применяемого горючего. Из промышленно используемых горючих только на жидком топливе и метане/природном газе возможна работа при давлении в КС более 0,7 МПа. С технической точки зрения в перспективной установке для ВГПН применения горючего газа более предпочтительно, так как он обеспечивает большую эффективность горелки и большую стабильность горения в ней. Однако его применение означает организацию промышленного производства с использованием горючего газа высокого давления, а это требует получения соответствующих лицензий, привлечения специалистов данного профиля и больших капитальных затрат на создание необходимой инфраструктуры. Поэтому применение горючего газа в качестве топлива может быть целесообразным только на предприятиях, имеющих все указанное. Для рассматриваемой перспективной установки сменная потребность в природном газе (или метане) составляет 185 $нм^3$ или 16 баллонов (50 л, 25 МПа).

Альтернативным решением является сжатие бустерным компрессором до необходимого давления (2,5 МПа) газа, поставляемого по промышленным сетям высокого (0,6÷1,2 МПа) или среднего давления (0,3 МПа), что требует наличия на предприятии соответствующих инфраструктурных возможностей и разрешительных документов.

Применение жидкого топлива позволяет полностью избежать указанных организационных трудностей. В этом случае система подачи горючего является полностью аналогичной топливным системам дизельных двигателей такой же мощности и может использовать их агрегаты. При этом никаких дополнительных требований по технике безопасности не возникает. Для получения тепловой мощности 300 кВт необходим расход керосина (уайт-спирита, бензина) 7 г/с (0,525 л/мин).

Система подачи порошка должна обеспечивать подачу дисперсной фазы при давлении до 2,2 МПа с массовым расходом не менее 5% максимального расхода газовой фазы, то есть 10 г/с (36 кг/ч) в режиме «теплого ВВТН». При этом в режиме ВКТН максимальный расход составит 2,8 г/с (10кг/ч). Поэтому представляется целесообразным оснастить установку двумя порошковыми питателями с производительностью до 20 кг/ч, которую обеспечивают большинство современных промышленных питателей). Это помимо расширения диапазона дозирования дисперсной фазы также даст возможность наносить покрытие переменного состава, например, градиентные. Правда, все существующие питатели имеют рабочее давление не более 0,8 МПа, и потребуется их модернизация для повышения давления.

Наличие замкнутой системы охлаждения, использующей в качестве теплоносителя дистиллированную воду и оснащенной собственным холодильником, связано главным образом с применением в установке кислорода в качестве окислителя, но также необходимо в случае работы в режиме ВВТН при давлении в камере сгорания горелки больше 1,0 МПа. В качестве холодильника может быть использован автомобильный радиатор с принудительным обдувом. В ВКТН-горелках в систему охлаждения может уходить идти до 40% тепловой мощности горелки. Тогда тепловая мощность системы охлаждения должна составить 120 кВт, а расход воды при перепаде температур 60 °С – 480 г/с (~ 0,5 л).

© Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов

В системе запуска для обеспечения его надежности необходимо использовать в качестве пускового горючего горючий газ – водород или метан, а в качестве окислителя – окислитель, используемый в процессе напыления. Электроискровая свеча и высоковольтная осцилляторная катушка должны обеспечивать запуск (зажигание) при максимально высоком пусковом давлении в камере сгорания, что позволит сократить время выхода на рабочий режим, увеличивая тем самым экономичность установки.

Качество покрытий в значительной мере определяется поддержанием оптимальных значений таких важнейших технологических параметров как дистанция и угол напыления, скорость перемещения пятна напыления и степень перекрытия его при последующих проходах. Система манипуляторов осуществляет взаимное позиционирование горелки и напыляемого объекта и их перемещение относительно друг друга по заданной программе, обеспечивающей сохранение этих параметров. По опыту известно, что при ВГПН необходимая точность соблюдения оптимальной дистанции напыления составляет не менее ± 20 мм, отклонение угла напыления от нормали – не более 15°.

Скорость перемещения определяется производительностью процесса по массе напыляемого покрытия из условия, что оптимальная толщина покрытия, наносимая за один проход, лежит в пределах 40 – 50 мкм. Так, при напылении покрытия из материала с характерной плотностью 8 г/см^3, производительности по порошку 20 кг/ч (5,56 г/с), коэффициенте использования 75%, эффективном диаметре пятна напыления 25 мм (что составляет примерно полтора диаметра выходного сечения разгонного канала) и выбранной толщине покрытия за один проход 50 мкм, скорость пятна напыления составит 0,42 м/с. Учитывая предельные параметры установки: производительность по порошку– 10 г с, расход компонентов (пропорционально определяет размер пятна напыления) – 200 г/с, и то, что плотность напыляемого материала может составлять 4 г/с, максимальная скорость линейного передвижения пятна напыления в перспективной установке устанавливается на уровне0,8 м/с.

Система манипуляторов состоит из манипулятора горелки и манипуляторов напыляемого объекта –вращателей с горизонтальной осью и с вертикальной планшайбой. Многообразие форм напыляемых объектов предъявляет к манипулятору горелки жесткие требования по количеству его степеней свободы, диапазону и скорости перемещения в каждой из них. В общем случае желательны линейные перемещения в трех плоскостях, причем одно из них в горизонтальной плоскости (вдоль обрабатываемого изделия) – с регулируемой скоростью до 0,8 м/с, и поворот горелки в горизонтальной и вертикальной плоскостях на угол ± 90°.

Высокие качество покрытий и экономическая эффективность всего технологического процесса достижимы только при наличии совершенной системы автоматического управления горелкой и манипуляторами, управляющей всеми системами и согласующей между собой их работу. Задачей этой системы является поддержка расходов топливных компонентов и порошка на заданном рабочим режимом уровне, обеспечение строгой последовательности включения-выключения агрегатов на запуске горелки и при его останове, постоянного согласования движений манипуляторов между собой, а также с работой горелки при изменении локации пятна напыления.

Контроль соответствия текущего состояния технологического процесса заданным режимам осуществляется по расходам топливных компонентов, транспортирующего газа, порошка, охлаждающей воды, измеренных в соответствующих системах, и по данным системы мониторинга горелки, струи и покрытия, которая выдает информацию о давлении в КС, температуры охлаждающей воды или в контрольных зонах воздухоохлаждаемой ВВТН-горелки, среднюю скорость и температуру двухфазного потока в контрольной зоне струи, а также о толщине и однородности покрытия в следе пятна напыления. Вся эта информация поступает в систему контроля и введения программ на рабочем месте оператора, где отображается на дисплее и проходит сравнение со значениями, соответствующими штатному протеканию процесса, имеющимися в базе данных системы и получаемыми из компьютерной модели горелки, потока и процесса напыления. Для задания режима напыления и программирования траектории движения пятна напыления соответствующими движениями манипуляторов рабочее место оператора оснащается необходимым интерактивным интерфейсом.

Выводы. В статье представлена методология создания перспективной универсальной установки для высокоскоростного газопламенного нанесения покрытий из практически всей номенклатуры применяемых в ГТН порошковых материалов, и на основе анализа тенденций развития современного оборудования для ВГПН в общем виде сформулирована концепция такой

© Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов

установки. Предполагается возможность работы установки в режимах ВВТН, ВКТН, «теплого ВВТН» и комбинированного режима ВВТН+ВКТН. Для этого установка оснащается горелками воздушного и водяного охлаждения, реализующих ту или иную схему газодинамического тракта с расходным управлением параметрами двухфазного потока. Тепловая мощность установки находится в диапазоне от 100 до 300 кВт. В качестве окислителя используются воздух, кислород и воздух, в разной степени обогащенный кислородом. В качестве горючего – любое жидкое топливо. Определены требуемые расходы топливных компонентов. Сформулированы требования к порошковому питателю и манипулятору. Указывается, что для обеспечения эффективности установки и надежного обеспечения качества покрытий требуется высокая степень её автоматизации, компьютерный мониторинг параметров режима работы горелки, параметров двухфазной струи и состояния покрытия в пятне напыления, регулирование их и согласование с работой порошковых питателей и манипуляторов.

Список использованных источников:

1.Газотермическоенапыление: учеб. пособие [Текст] / под ред. Л. Х. Балдаева. – М.: Маркет ДС. – 2007. – 344 с.

2.Fauchais, P.L. ThermalSprayFundamentals. FromPowdertoPart [Text] / P.L. Fauchais, J.V.R. Heberlein, M.I. Boulos // SpringerScience+BusinessMedia. – NewYork. – 2014. – 1566 p.

3. Коробов, Ю. С. Международная конференция-выставка по термическому напылению ITSC-2010: обзор и анализ [Текст] / Ю. С. Коробов // Термическое напыление: современное состояние. Материалы международного научно-практического семинара 28–29 сентября 2010 г. – ФГАОУ ВПО УрФУ. Екатеринбург. – 2010. – С. 4–26.

4. Schneider, K. E. Thermal Spraying for Power Generation Components [Text] / K. E. Schneider, V. Belashchenko, M. Dratwinski et al. – WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. – Weinheim. – 2006. – 271 p.

5. Барановский, В. HVAF-оборудование сверхзвукового газовоздушного напыления [Текст] / В. Барановский // Термическое напыление: современное состояние. Материалы международного научно-практического семинара 28–29 сентября 2010 г. – ФГАОУ ВПО УрФУ, Екатеринбург, 2010. – С. 73–97.

6. Кисель, В. М. Современное состояние и развитие технологии высокоскоростного воздушно-топливного напыления [Текст] / В.М. Кисель, Ю.И. Евдокименко // Вісникукраїнськогоматеріалознавчоготовариства. – Київ. – 2010. – Вип. 3. – С. 65–79.

7. Hamatani, H. Mechanical and thermal properties of HVOF sprayed Ni based alloys with carbide [Text] / H. Hamatani, Y. Ichiyama., J. Kobayashi // Science and technology of advanced materials. – 2002. – Vol. 3, № 4. – P. 319–326.

8. Kadyrov, E. InteractionofParticleswithCarrierGasin HVOF SprayingSystem [Text] / E. Kadyrov, Y. Evdokimenko, V. Kysil, V. Kadyrov // JournalofThermalSprayTechnology. – 1994. – Vol. 3(4). – P. 389 – 397.

9. Евдокименко, Ю.И. Исследование газодинамических трактов генераторов двухфазных потоков с расходным управлением их параметрами / Евдокименко Ю.И., Кисель В.М., Тимошенко В.И. [Текст] // Авіаційно-космічнатехніка і технологія. – 2003. – Вип. 6 (41). С. 69–73.

10. Пат. 57147 Украина. МПК7 В 05 В 7/20. Спосіб газотермічногонапіленняпорошковіх матеріалів [Текст] / Ю. І. Євдокименко, В. М. Кисіль, В. Х. Кадиров та інші; заявитель и патентообладатель Інститут проблем материаловедения НАН Украины. – № 2000127585; заявл.: 27.12.2000; опубл.: 16.06.2003. – Бюл. №6. – 4 с.

11. Пат. 55558 Украина. МПК7 В 05 В 7/20. Пристрій для газотермічного напилення порошкових матеріалів[Текст] / Ю. І. Євдокименко, В. М. Кисіль, В. Х. Кадиров. опубл.: 15.04.2003. – Бюл. № 4. – 4 с.

12. Евдокименко, Ю.И. Горелочное устройстводвухкаскадной конфигурации для высокоскоростного воздушно-топливного напыления на жидком топливе [Текст] / Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов, С.В. Бучаков // Вісникдвигунобудування. Запорожье АО «Мотор Сич» –2015. – № 2.– С. 143 – 148.

13. Кисель, В. М. Структура и свойства никелевых покрытий, полученных из нерасплавленных частиц высокоскоростным воздушно-топливным напылением[Текст] / В.М. Кисель,Ю.И. Евдокименко, Г.В. Ткаченко и др.//Авиационно-космическая техника и технология. – 2012. – №9 (96). – С. 109 – 114.

14. Евдокименко, Ю.И. Горелочное устройство для высокоскоростного воздушно-топливного напыления покрытий на основе ZrB_2 для аэрокосмической техники[Текст] /Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов и др. // Космічні дослідження в Україні. 2014-2016.Звіт до COSPAR. Науковий редактор О.П. Федоров.«Академперіодика» – Київ. – 2016.

15. Пат. 6245390 США. МПК7 С 23 С 4/12, В 05 В 1/24. High-velocitythermalsprayapparatusandmethodofformingmaterials [Text] / V. Baranovski, A. Verstak. № 09/393575; заявл.: 10.09.1999; опубл.: 06.12.2001. – 9 с.: ил.

16. Официальный сайт компании Uniquecoat Technologies LLC[Электронный ресурс] – Режим доступа: http://www.uniquecoat.com/

17. Официальный сайт компании Kermetico, Inc. [Электронный ресурс] – Режим доступа: https://kermetico.com

© Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов

18. Matikainen, V.Advanced coatings by novelhigh-kinetic thermal sprayprocesses [Text] / V. Matikainen, H. Koivuluoto, A. Milanti, P. Vuoristo // Materia. – 2015. – № 1. P. 46 – 50.

19. Korobov,Yu.Energy efficiency by thermal spraying [Text] / Yu. Korobov, M. Shalimov // Energy Production and Management in the 21st Century. V.1. Edited By: C.A. Brebbia et al. WIT Press. – 2014. – P. 1339.

20. ID Nova HVOF[Электронный ресурс] / Официальный сайт компании SprayWerx Technologies Inc. – Режим доступа: https://www.spraywerx.com/id-nova-hvof

21. Rusch, W. Comparison of Operating Characteristics for Gas and Liquid Fuel HVOF Torches [Text] / W. Rusch // Thermal Spray 2007: Global Coating Solutions. Edited by B.R. Marple, M.M. Hyland et al. – ASM International, Materials Park, OH. – 2007. – P. 572–576.

22.Евдокименко, Ю.И. Горелки для высокоскоростногогазопламенногонапыления: энергетическаяэффективность схем и конструктивныхрешений [Текст] / Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель // Вісник українського матеріалознавчого товариства. – Випуск 5. – 2012. – Київ. – С. 99–115.

Рецензенты

Панарин В.Е., ведущий научный сотрудник ИМФ НАН Украины, доктор технических наук

Уманский А.П., зав. отделом ИПМ НАН Украины, доктор технических наук, профессор

Стаття надійшла до редакції 10.05.2019

© Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов

УДК 621.762: 669.27

Т.А. Єпіфанцева, Ю.М. Солонін, О.В. Власова, А.Ю. Коваль
Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

ЗАЛЕЖНІСТЬ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НЕ СПЕЧЕНИХ ВИРОБІВ ГЕТЕРОГЕННОГО СКЛАДУ НА ОСНОВІ МІДІ ВІД ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОНЕНТІВ ВКЛЮЧЕНЬ

Досліджено і встановлено залежність фізико-механічних властивостей гетерогенного матеріалу на основі пластичної матриці від розміру і властивостей частинок включень. Показано, що модуль пружності гетерогенного матеріалу на основі системи мідь - свинець становить 9,4 ГПа, а на основі мідь - вольфрамовий сплав 27,0 ГПа. Методами растрової мікроскопії та рентгеноструктурного аналізу вивчено структуру пресовок гетерогенного матеріалу. Встановлено, що структура не спеченого матеріалу характеризується локальним розподілом конгломератів важких частинок включень вольфрамового сплаву в мідній матриці і для свинцю - в порах. Показано, що використання методики визначення «ступеня матричності» структури гетерогенного матеріалу дозволяє оптимізувати пошуковий експеримент для досягнення технологічної міцності не спеченого порошкового виробу гетерогенного складу.

Ключові слова: *холодно-пресовані вироби, структура гетерогенного матеріалу, фізико-механічні властивості.*
Табл. 1. Рис. 3. Літ. 11.

Т.А. Епифанцева, Ю.М. Солонин, А.В. Власова, А.Ю. Коваль

ЗАВИСИМОСТЬ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕ СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ ГЕТЕРОГЕННОГО СОСТАВА НА ОСНОВЕ МЕДИ ОТ СВОЙСТВ КОМПОНЕНТОВ ВКЛЮЧЕНИЙ

Исследована и установлена зависимость физико-механических свойств гетерогенного материала на основе пластической матрицы от размера и свойств частиц включений. Показано, что модуль упругости гетерогенного материала на основе системы медь – свинец составляет 9,4 ГПа, а на основе медь – вольфрамовый сплав 27,0 ГПа. Методами растровой микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучена структура прессовок гетерогенного материала. Установлено, что структура не спеченного материала характеризуется локальным распределением конгломератов тяжелых частиц включений вольфрамового сплава в медной матрице и для свинца – в порах. Показано, что использование методики определения «степени матричности» структуры гетерогенного материала позволяет оптимизировать поисковый эксперимент для достижения технологичной прочности не спеченного порошкового изделия гетерогенного состава.

Ключевые слова: *не спеченные прессовки, структура гетерогенного материала, физико-механические свойства*

T.A. Epifantseva, Yu.M. Solonin, O.V. Vlasova, A.Yu. Koval

DEPENDENCE OF PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES OF NON-SPECIFIC PRODUCTS OF HETEROGENIC COMPOSITION ON THE BASIS OF THE MASS FROM THE INCLUSIVE COMPONENT PROPERTIES

The dependence of the physic-mechanical properties of the heterogeneous material on the physicochemical properties of the component of inclusions was found. The dependencies of the physic-mechanical properties of the heterogeneous material and the structural features of the material of the compacts on the size and properties of the particles of inclusions are found. It is shown that the modulus of elasticity of a heterogeneous material based on the copper-lead system is 9.4 GPa, and based on the copper - a tungsten alloy of 27.0 GPa.

The higher the initial properties of the inclusion component, the higher the elastic modulus of the heterogeneous material based on the plastic matrix. Using the methods of scanning microscopy and X-ray diffraction analysis, the presence of defects in the structure of the heterogeneous material of the compact is found to depend on the properties and size of the particles of heavy inclusions. The feature of the distribution of particles of the component of inclusions of lead and tungsten alloy in the matrix of plastic material of copper is revealed. The segregation of copper particles and the formation of conglomerates of tungsten alloy particles, which are located between the sectors of bonded copper particles that make up the pressing matrix, were found. The influence of the physicochemical properties of the component of inclusions on the physic-mechanical properties of a heterogeneous material has been established.

It is shown that the use of the methodology for determining the "degree of matrixity" of the structure of a heterogeneous material allows optimizing the search experiment to achieve the technological strength of an unsintered powder article of heterogeneous composition.

Key words: *cold-pressed compact, heterogeneous composition, structure.*

Вступ. Використання унікальних властивостей композиційних порошкових матеріалів у сфері високих швидкостей (2000 – 10000 м/с), тисків (~ 1000 МПа) і температур (понад 2000 ˚С), вимагає створення матеріалів із специфічними властивостями та певною структурою. Як відомо, ефективне використання порошкового матеріалу з необхідним комплексом властивостей досягається за рахунок підбору компонентів суміші, способу формування певної структури виробу з набором технологічних і фізико-механічних властивостей [1]. Підвищення ефекту проникнення

© Т.А. Єпіфанцева, Ю.М. Солонін, О.В. Власова, А.Ю. Коваль

кумулятивного струменя неможливо без створення облицювань певної структури з необхідними характеристиками: розмір та орієнтація зерна в матеріалі та рівномірність розподілу компонентів в об’ємі матриці [2]. У практиці кумуляції традиційно застосовуються облицювання з композиційного матеріалу на основі міді, яка має достатню в'язкість і пластичність та здатна формувати суцільний кумулятивний струмінь забезпечуючи пробивну дію перешкоди [3, 4].

Для підвищення дії кумулятивних зарядів перспективним є створення порошкового облицювання з технологічно міцного не спеченого композиційного матеріалу на мідній основі, що містить в складі суміші компоненти важкої фази. На даний час не встановлено вплив фізико-хімічних властивостей компонента важкої фази (легкоплавкого або тугоплавкого матеріалу) на формування структури і фізико-механічні властивості порошкових не спечених пресовок гетерогенного складу.

Використання на практиці, важких сплавів на основі вольфраму (W – 7 % Ni – 3 % Fe) замість свинцю і сталей основане на підвищенні міцності вольфрамового сплаву ($\sigma_р$ = 1200 МПа), з достатнім запасом пластичності (відносне подовження – 10 %) і великою питомою вагою (17,7 г/см^3). Виготовлення вольфрамового сплаву методом порошкової металургії полягає в наступних технологічних операціях: мокре змішування, спільне відновлення оксидів складових сплаву в необхідній пропорції. Газовий і температурний режими відновлення забезпечують високу дисперсність і рівномірний розподіл компонентів сплаву. Отримані вироби мають щільність близьку до теоретичної [5].

На рівні мікроструктури пресований матеріал розглядається з урахуванням форми частинок порошку, наявністю пор, недосконалості контактів, присутності тріщин. Порошкові матеріали гетерогенного складу, які досліджували в даній роботі не взаємодіють між собою при холодному пресуванні. Це дозволило зв'язати структурні особливості матеріалу пресованого виробу безпосередньо з фізико-механічними властивостями компонентів включень.

Однією з вимог до порошкових облицювань для подальшого їх використання в процесі виготовлення кумулятивного заряду є технологічна міцність виробу. Наявність у складі гетерогенного матеріалу важкої фази (вольфрамовий сплав або свинець) сприяє при консолідації формуванню нерівномірної структури з локальним розподілом частинок важкої фази. У зв'язку з цим доцільно вивчити міцність виробів в залежності від особливостей формування пористої структури.

На механічні та технологічні властивості порошкових виробів вирішальний вплив справляє мікроструктура матеріалів. При цьому складові компоненти шихти в структурі пресовок можуть виконувати різну роль – зміцнення або розшарування. Створення міцного каркаса у пресовках з електролітичної міді пов'язане з формою вихідних частинок (дендритна) і схемою формування [6].

Мета роботи – встановити вплив властивостей важких включень у складі гетерогенного матеріалу на основі міді на структуру і фізико-механічні властивості пресовок.

Об'єкт і методи дослідження

Дослідженню піддавали зразки на основі міді з однаковим вмістом важкої фази (склад 1 Cu – 20 % Pb, склад 2 Cu – 20 % $W_{спл.}$), спресовані за однією технологічною схемою до максимальної щільності. До складу шихт входив порошок електролітичної міді марки ПМС-1, (ГОСТ 4998-78) фракції 40 мкм, вольфрамового сплаву W – 7 % Ni – 3 % Fe – 28 мкм (ГОСТ 23402 -78), свинцю марки ПС1 – 50 мкм.

Зразки для досліджень виготовляли прецизійним двостороннім пресуванням (ГОСТ 29012-91) до упору з малою витримкою (менше 0,5 с) при досягненні максимального зусилля пресування на пресі П-483.

Максимальна щільність пористих прямокутних зразків – розміром 4,36 х 6,3 х 43,6 мм складала 90 %.

Методом растрової електронної мікроскопії на приладі «Superprob-733» досліджували поверхню зламу дослідних зразків. Фрактограми поверхні зламу дозволили визначити морфологію структури обумовлену властивостями компонентів включень [7].

Міцність пресовок гетерогенного матеріалу на основі міді визначається сумарною величиною контакту між частинками, що утворюють каркас виробу під дією напружень (нормальних і дотичних сил). Механічні властивості міді в литому стані: $\sigma_в$ = 160 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 35 МПа, δ = 25 %, у гаряче-деформованому стані $\sigma_в$ = 240 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 95 МПа, δ = 45 %. Шляхом холодного деформування межа міцності може бути підвищена до 450 МПа, модуль пружності міді – 115 ГПа.

Результати випробувань і їх дослідження

Експериментально встановлено, що присутність важких частинок у гетерогенному матеріалі впливає на фізико-механічні властивості не спеченого матеріалу виробу [8]. При дослідженні зразків на чотирьох точковий вигин згідно методики представленій в роботі [9] виявлено особливості руйнування не спечених пресовок гетерогенного складу, які обумовлені присутністю в суміші важких частинок з різними властивостями. В результаті випробувань визначені параметри не спеченого матеріалу: модуль пружності, межа міцності представлені в табл. 1.

Таблиця 1

Фізико-механічні властивості не спечених пресовок гетерогенного складу на основі міді з однаковим вмістом важких включень

Склад	Щільність суміші γ, г/см^3	Порис-тість, %	Межа міцно-сті на вигин, σ, МПа	Модуль пружності, Е, ГПа
1. Cu – Pb	8,84	11,1	19,5	9,4
2. Cu – $W_{спл}$	9,91	9,5	21,6	27,0

Аналіз результатів випробувань на вигин пористих пресовок складу 1 і 2, показав, що на процес консолідації шихти з гетерогенних частинок впливає розмір компонентів включень ($W_{спл.}$ = 28 мкм, Pb = 50 мкм). Саме за рахунок впливу розміру частинок включень в процесі консолідації відбувається формування пористої структури з різним вмістом і розташуванням пор (склад 1 θ = 11,1 %, склад 2 θ = 9,5 %). Близькі значення міцності матеріалів складу 1 і 2 (табл. 1), можна пояснити однаковою часткою включень важкої фази в суміші – 20 ваг %. Формування в пресовці різної кількості пір не повністю обумовлює міцність матеріалу гетерогенного складу. Встановлено, що фізико-механічні властивості матеріалу включень оказують значний вплив на фізико-механічні властивості гетерогенного матеріалу. За рахунок міцності включень можливо підвищити міцність пресовок на 10 % (склад 1 σ = 19,5 МПа, склад 2 σ = 21,2 МПа). Однак фізико-механічні властивості частинок включень більш впливають на модуль пружності гетерогенного матеріалу: Е = 9,4 ГПА або Е = 27,0 ГПА, для складів 1 і 2, відповідно. Різницю модуля пружності для складу 1 і 2 майже у 3 рази можна пояснити присутністю частинок із різною жорсткістю, яка відрізняються у 18 разів (модуль пружності: $E_{Wспл.}$ = 320 ГПа, E_{Pb} = 18 ГПа) [10].

Мікрорентгеноспектральний аналіз поверхні руйнування не спечених пресовок гетерогенного складу 1 і 2 дозволив встановити особливість структури в залежності від розміру, форми і властивостей матеріалу включень(рис. 1 – 3).

При вивченні фрактограмам поверхні пресовки складу 1 в відображених променях "compo" (рис. 1, а), встановлено нерівномірний розподіл свинцю в об’ємі пре совки (рис. 1, б). Виходячи з аналізу поверхні зламу пресовок на основі міді установлено, що структура характеризується: крихким руйнуванням мідних частинок, в'язким межзереним руйнуванням свинцевої фази.

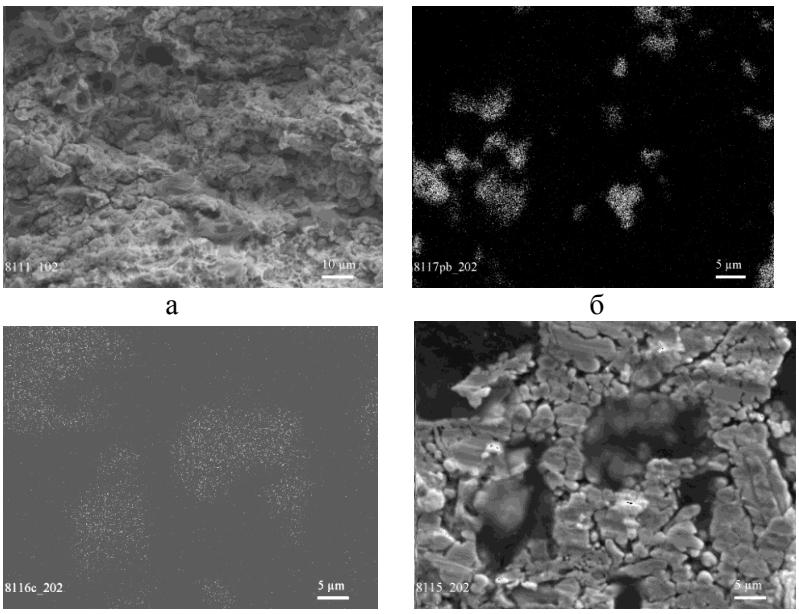
Фрактограми пресовок, з матрицею, яка утворена частинками електролітичної міді характеризується наявністю тріщин, що поширюються від пори у глиб пресовки (рис. 1, г).

Дослідження структури поверхні пресовок складу 1 показали, що матрицю пресовок складають мідні частинки, а свинець розташований в порах (рис. 1, в, г). Відсутність контакту між мідними і свинцевими частинками, що пояснюється відсутністю їх взаємодії при кімнатній температурі. Розташування свинцевих частинок в порах може бути пояснено наявністю ефекту прослизання між частинками, що обумовлено дією дотичних напружень при додатку зусилля пресування Висока міцність окисної плівки на поверхні свинцевої частинки дозволяє в процесі формування виробу прослизати частинкам свинцю крізь мідний простір.

Експериментально встановлено, що поверхня руйнування пресовок складу 2, на основі електролітичної міді, має змішаний крихко-в'язкий злам (рис. 2,). Виявлено їх крихкий злам, на рис. 2, б видно недеформовані частинки міді, що обумовлює невисокі значення міцності пресовок. Відрив мідних частинок йде крізь пори, збільшуючи тим самим розповсюдження тріщин по кордонам між частинками (рис. 2, а). Утворення мікро тріщин по кордонам зерен на поверхні мідних частинок (рис. 2, б) свідчить про крихке руйнування мідної частинки.

Вміст кисню на поверхні недеформованої мідної частинки становить 0,8 мас. %. Зважаючи на високу жорсткість частинок вольфрамового сплаву при консолідації порошкової суміші складу 2 руйнування і зміна форми частинок включень не відбувається.

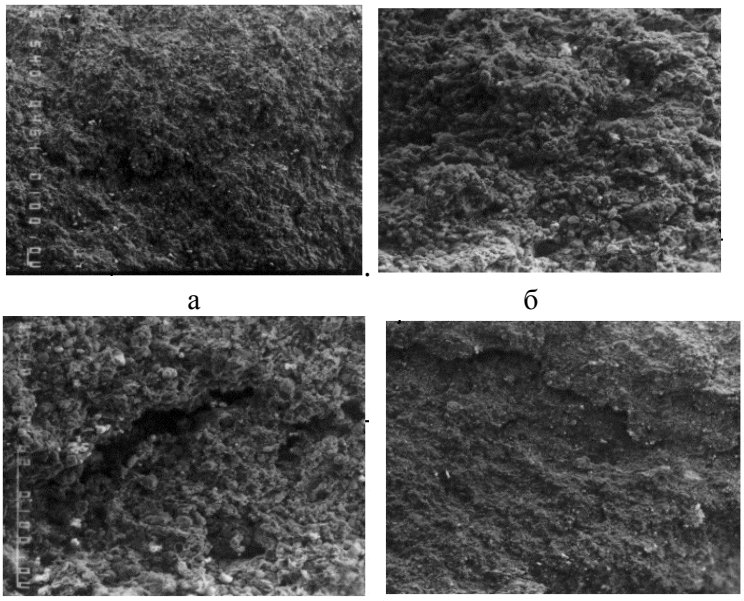
© Т.А. Єпіфанцева, Ю.М. Солонін, О.В. Власова, А.Ю. Коваль



а б

в г

Рис. 1. **Фрактограма поверхні пресовки складу 2 Cu – Pb, РЕМ: а – загальний вид, х 400; б, в – розподіл свинцю у вторинних електронах, х 2000; г – тріщини і частинки свинцю, в відображених електронах, х 1000**



а б

в г

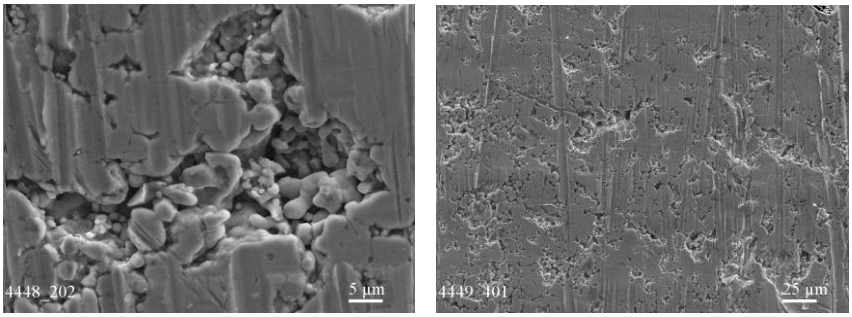
Рис. 2. **Фрактограми поверхні зламу не спеченого зразка складу Cu – 20 $W_{спл}$ SEI: а – край виробу з поверхні прикладання зусилля пресування, х 400; б – злам в районі пори х 1000; в – середина виробу, г – нижній край виробу, х 400**

Вивчення фрактограм пресовок складу 2, що містять частинки вольфрамового сплаву, дозволило встановити особливості структури матеріалу рис. 2. Структура пресованого виробу гетерогенного складу складається з локальних конгломератів частинок вольфрамового сплаву, розташованих поблизу пор, самі пори залишаються порожні, рис. 2, б. Фрактограми пресовок складу 2 характеризуються наявністю глибоких пор і присутністю частинок вольфрамового сплаву на поверхні міді, рис. 2, в. Наявність пор свідчить про особливості процесу консолідації частинок важкого сплаву, які закріплюються в матриці мідних частинок дендритної форми ще в шихті та на початковій стадії ущільнення. З огляду на велику різницю питомої ваги порошків включень і матриці: вольфрамовий сплав $\gamma = 17{,}7$ г/см^3 і свинець $\gamma = 13{,}6$ г/см^3, мідний порошок $\gamma = 8{,}96$ г/см^3, встановлено, що частинки включень розташовані нерівномірно, зі збільшенням їх вмісту вглиб ширини зразка. Наявність пор з поверхні прикладення зусилля пресування свідчить про вплив

щільності і форми часток матеріалу на процес структуроутворення, і, як наслідок, утворення дефектів у вигляді тріщин великого розміру, (рис. 2).

Наявність пор в матриці пресованого виробу з чистої міді (рис. 3) і присутність локальних скупчень конгломератів частинок вольфрамового сплаву (рис. 2) свідчить про вплив на формування властивостей матеріалу гетерогенного складу наступних чинників:

- форма частинок матриці і включень.
- рівномірність розподілу включень (якість приготування суміші);
- характер розподілу частинок включень в матриці;
- схема пресування гетерогенного матеріалу;
- питома щільність матеріалу включень;



а б

Рис. 3. **Мікроструктура не спеченої порошкової пресовки чистої міді марки ПМС-1, відносна щільність ρ = 7,48 г/см^3: а – розвинена поверхня кордонів всередині пори, х 2000, SEI; б – локальний розподіл пор на поверхні , х 400, SEI**

При консолідації гетерогенної суміші відсутність прослизання частинок включень вольфрамового сплаву вздовж часток міді призводить до їх не рівномірного розташування та закріплення в матриці на початковій стадії пресування, не зважаючи на їх високу жорсткість і округлу форму.

Утворення великих скупчень з частинок вольфрамового сплаву або свинцю пояснюється розподілом цих частинок в шихті при засипці. Дослідження структури матеріалу складу 1, 2 дозволило встановити, особливість розташування включень свинцю в структурі матеріалу на основі дендритних частинок міді. При консолідації шихти свинцеві частинки через меншу питому вагу матеріалу, в порівнянні з вольфрамовим сплавом, і більший розмір частинок прослизають між частинками мідної матриці і закріплюються в порах (Pb) або конгломератами ($W_{спл.}$).

У процесі формування відбувається стирання неміцної окисної плівки свинцю, що підвищує рухливість їх при докладанні зусилля. Порошковий вольфрамовий сплав у зв'язку з високими значеннями жорсткості окисної плівки і питомої ваги порошку, при формуванні структури розташовується між поверхнею мідних частинок в місцях зайнятих ще в шихті і при засипці. Локально розташовані конгломерати частинок вольфрамового сплаву сприяють підвищенню концентрації напружень в матеріалі.

Вивчення поверхні зламу складу 1 і 2 показало наявність тріщин, які розташовані вздовж площини сектора мідних частинок. Для складу 1 тріщина розташована між порами (рис. 1), в матеріалі складу 2 тріщина утворює струмок з порожніх пор, (рис. 2, г). Локальний розподіл частинок вольфрамового сплаву спостерігається уздовж всієї поверхні зразка.

Структура матеріалів щільних виробів гетерогенного складу на основі міді з включеннями важких частинок характеризується наявністю тріщин на рівні макроструктури.

Особливість формування фізико-механічних властивостей пресовок гетерогенного складу обумовлено тим, що частинки вольфрамового сплаву, які розташовані в мідній матриці, приймають на себе зусилля руйнування доданих навантажень (випробування на злам), і цим сприяють підвищенню модуля пружності матеріалу.

Локальне розташування частинок включень важкої фази вольфрамового сплаву в мідній матриці служить додатковою перешкодою для поширення тріщин, і як наслідок значення межі міцності матеріалу складу 2 в порівнянні з матеріалом складу 1 на 10 % вище, табл. 1.

Стан структури гетерогенного матеріалу в процесі отримання технологічно міцних не спечених виробів можна обчислити використовуючи підхід розрахунку «ступеня матричності» складу з урахуванням вмісту компонентів суміші [11].

© Т.А. Єпіфанцева, Ю.М. Солонін, О.В. Власова, А.Ю. Коваль

«Ступінь матричності» матеріалу виробу, де g_M – частка матричності суміші в загальній системі, можна визначити шляхом стереологічного аналізу мікроструктури за допомогою співвідношень (1 – 3):

$$S_{12}^{M} = S_1 = \frac{A}{L_1}\theta_1 , \quad (1)$$

де S_{12}^{M} – площа міжфазної поверхні розподілу в матричній системі,

S_1 – повна поверхня включень першої фази,

L_1 – лінійний розмір включень,

A = 3 – 6;

θ_2 – об'ємна доля другої фази.

При розгляді гетерогенного матеріалу як статичної системи, площа міжфазної поверхні розподілу в матричній системі – S_{12}^{CT} можна виразити співвідношенням:

$$S_{12}^{CT} = S_1 \cdot \theta_2 , \quad (2)$$

Таким чином, якщо площа міжфазної поверхні є в інтервалі між значеннями S_{12}^{M} (1) і S_{12}^{CT} (2), тоді доля матричної суміші визначається відповідно рівняння:

$$g_M = \frac{S_{12}^{ИЗМ} \cdot \frac{L_1}{A} - \theta_1 \cdot \theta_2}{\theta_1 \cdot (1-\theta_2)} . \quad (3)$$

Застосування такого підходу до визначення матричності матеріалу гетерогенного складу дозволяє усунути витрати на пошукові експерименти з метою досягнення технологічної міцності виробу складної форми, наприклад облицювань кумулятивних зарядів (виробів конічної форми).

Проведені дослідження структури і механічних властивостей не спеченого гетерогенного матеріалу дозволили оптимізувати технологію виготовлення порошкових облицювань малогабаритних кумулятивних зарядів.

Висновки:

В роботі встановлено, що процес консолідації матеріалу гетерогенного складу знаходиться у прямої залежності від форми частинок які формують матрицю матеріалу виробу і питомої щільності частинок важкого компонента.

Показано наявність закономірностей в формуванні структури гетерогенних матеріалів:

- наявність тріщин,
- наявність площини скріплених частинок міді,
- присутність локально розташованих конгломератів включень важких частинок.

Структура не спеченого матеріалу гетерогенного складу на основі електролітичної міді незалежно від величини питомої щільності включень важкого компонента (вольфрамового сплаву або свинцю) характеризується локальним розподілом важких частинок (свинець в порі, вольфрамовий сплав між частинками мідної матриці).

Встановлено залежність фізико-механічних властивостей гетерогенного не спеченого матеріалу на основі електролітичної міді від фізико-хімічних властивостей матеріалу включень важкої фази. Модуль пружності гетерогенних матеріалів відрізняється майже у 3 рази: $E_{Cu\text{-}Pb}$ = 9,4 ГПа, $E_{Cu\text{-}Wспл.}$ = 27,0 ГПа.

Встановлено, що використання методики визначення «ступеня матричності» структури матеріалу гетерогенного складу, дозволяє оптимізувати пошуковий експеримент для досягнення технологічної міцності виробу.

1. Бальшин М.Ю., Кипарисов С.С. Основы порошковой металлургии. М.: Металлургия. – 1978. – 184 с.

2. Ширшова Н.Г. Измельчение структуры медных кумулятивных облицовок//Боеприпасы. – 1982. – № 9. – С. 36-42.

3. Пельц Э.И. Прусаков Б.А. Влияние структуры металла облицовки на стабильность бронепробития кумулятивных зарядов//Вопр. спец. машиностроения, 1976. – вып. 3/22. – С. 93-97.

© Т.А. Єпіфанцева, Ю.М. Солонін, О.В. Власова, А.Ю. Коваль

4. Воронина Т.И. Кайбышев О.А. Динамическая пластичность меди//Вопр. спец. машиностроения, 1981. – вып. 12/91. – С. 3-9.

5. Минакова Р.В., Сторчак Н.А., Верховодов П.А. и др. Некоторые структурные особенности фазы – связки сплавов в сиситеме W-Ni-Fe//Порошковая металургия. – 1980. – № 12. – С. 45-49.

6. Косторнов А.Г. Материаловедение дисперстных и пористых металлов и сплавов: В 2 т. – К.: Наукова думка, 2003. – Т.2. – 550 с.

7. Балтер М.А., Любченко А.П., Аксенова С.И. Фрактография - средство диагностики разрушенных деталей. – М.: Машиностроение. – 1987. – 157 с.

8. Епифанцева Т.А., Подрезов Ю.Н., Вербило Д.Г., Каюк В.Г., Мартюхин И.Д, Сердюк Г.Г. Влияние жесткого компонента из вольфрамового сплава на процесс формования смесей на основе медного порошка и свойства гетерогенных неспеченных прессовок//Порошковая металлургия, 2006. – № 11/12. – С. 43-50.

9. Фирстов С.А., Подрезов Ю.Н., Жердин А.Г. Особенности вязко-хрупкого перехода в порошковых материалах на основе железа//Порошковая металлургия. – 1988. – № 3. – С. 39 – 46.

10. Захаров Е.К., Калинин В.П., Рахштандт Ю.А. Микропластичность. М.: Металлургия. - 1972. – 367 с.

11. Скороход В.В. Наближені методи чисельної оцінки модулів пружності композиційних і неоднорідних матеріалів // Порошковая металлургия, 2011. – № 1/2. – С. 69-75.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Т.А. Єпіфанцева, Ю.М. Солонін, О.В. Власова, А.Ю. Коваль

УДК 621.762

Т.О. Єпіфанцева, М.А. Самокіш, О.В. Власова
Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС КОМПЛЕКТАЦІЇ ТА МЕТОДИКА СТЕНДОВИХ ВИПРОБУВАНЬ КУМУЛЯТИВНИХ ЗАРЯДІВ З ПОРОШКОВОЮ ВОРОНКОЮ

В роботі розроблено технологію збирання кумулятивних зарядів з порошковою воронкою та технологічний процес спорядження комплектуючих заряду.

Встановлено, що режими виготовлення кумулятивних зарядів оснащених порошковою воронкою передбачають розробку та оптимізацію технологічних операцій: наявність компаунда між воронкою і вибуховою речовиною (ВР); особливості запресування воронки в корпус заряду; режими виготовлення ВР заданої щільності.

Стендові випробування кумулятивних зарядів з порошковою воронкою гетерогенного складу показали залежність глибини пробиття від величини фокусної відстані до перешкоди для певного типу кумулятивного заряду.

Ключові слова: *кумулятивний заряд, порошкова воронка, методика, стендові випробування.*
Табл. 2. Рис. 3. Літ. 5.

Т.А. Епифанцева, Н.А. Самокиш, О.В. Власова

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС КОМПЛЕКТАЦИИ И МЕТОДИКА СТЕНДОВЫХ ИСПЫТАНИЙ КУМУЛЯТИВНОГО ЗАРЯДА С ПОРОШКОВОЙ ВОРОНКОЙ

В работе разработана технология сборки кумулятивных зарядов с порошковой воронкой и технологический процесс снаряжения комплектующих заряда.

Установлено, что режимы изготовления кумулятивных зарядов оснащенных порошковой воронкой предусматривают разработку и оптимизацию технологических операций: наличие компаунда между воронкой и взрывчатым веществом (ВВ) особенности запрессовки воронки в корпус заряда; режимы изготовления ВВ заданной плотности.

Стендовые испытания кумулятивных зарядов с порошковой воронкой гетерогенного состава показали зависимость глубины пробития от величины фокусного расстояния до преграды для определенного типа кумулятивного заряда.

Ключевые слова: *кумулятивный заряд, порошковая воронка, методика, стендовые испытания.*

T.A. Epifantseva, M.A. Samokish, O.V. Vlasova

TECHNOLOGICAL PROCESS OF COMPLETING AND METHODOLOGY OF STANDING TESTS OF CUMULATIVE CHARGE WITH POWDER FUNNEL

The work has developed the technology of assembling shaped charges with a powder funnel and the technological process of equipping charge components.

It has been established that the modes of manufacturing shaped charges equipped with a powder funnel provide for the development and optimization of technological operations: the presence of a compound between the funnel and the explosive is a feature of pressing the funnel into the charge body; modes of manufacture of explosives of a given density.

Bench tests of shaped charges with a powder funnel of heterogeneous composition showed the dependence of the penetration depth on the magnitude of the focal distance to the obstacle for a certain type of shaped charge.

Recommendations for the production of high-performance cumulative charges with a powder funnel are developed:

- the modes of manufacturing the charge in accordance with the technological instruction should ensure the preservation of the initial characteristics of the funnel material;

- after collecting the charge, it is not allowed to create cracks on the surface of the powder funnel and in the volume of the explosive substance;

- the absence of air gaps between the funnel and the explosive substance, shell and explosive.

The tests allowed to create a method for determining the quality of the material of the powder funnel and the shell of a cumulative charge.

Keywords: *shaped charge, powder funnel, technique, bench tests.*

Вступ. Створення в Україні виробництва кумулятивних зарядів за допомогою вітчизняних вчених призвело до необхідності вирішення багатьох технологічних завдань, пов'язаних з відробляннням технології виготовлення виробів на відповідність вимогам технічних умов (ТУ) на заряд.

Технологічний процес виготовлення зарядів з порошковою воронкою передбачає ряд особливостей при збиранні комплектуючих, які впливають на параметри пробиття перешкоди. Режими виготовлення кумулятивних зарядів оснащених порошковою воронкою передбачають розробку та оптимізацію технологічних операцій:

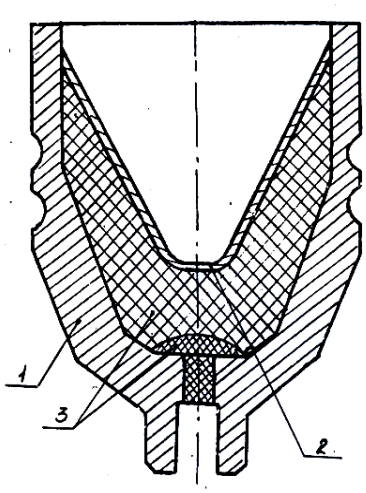
– наявність компаунда між воронкою і вибуховою речовиною (ВР);

– особливості запресування воронки в корпус заряду;

© Т.О. Єпіфанцева, М.А. Самокіш, О.В. Власова

– режими виготовлення заданої щільності ВР.

В зв'язку з наявністю у порошкової воронки меншої щільності ніж у штампованих литих матеріалів, технологічна інструкція по спорядженню заряду має свої особливості. Присутність в готовому кумулятивному заряді: повітряного простору між ВР та воронкою; недопресування ВР в області підведення детонатора може призвести до відмови дії кумулятивного заряду. Особливість застосування порошкової воронки гетерогенного складу на основі міді, полягає в утворенні пробитих каналів без наявності монолітного песту, що закупорює пробитий отвір [1].



1 – оболонка (корпус), 2 – воронка, 3 – вибухова речовина

Рис. 1. **Ескіз кумулятивного малогабаритного заряду з порошковою воронкою гетерогенного складу на основі міді.**

Метою роботи є оптимізація параметрів технологічного процесу виготовлення кумулятивних зарядів з порошковою воронкою, що забезпечують відповідні технічні характеристики готового виробу. Розробити методику стендових випробувань кумулятивних зарядів.

Об'єкт та методи дослідження. При розробці технології збирання малогабаритних кумулятивних зарядів з порошковою воронкою, був виконаний ряд експериментальних досліджень та випробувань. Режими технологічного процесу спорядження кумулятивного малогабаритного заряду відпрацьовувалися на комплектуючих (порошкова воронка і стальна оболонка), виготовлених відповідно до вимог креслення на заряд.

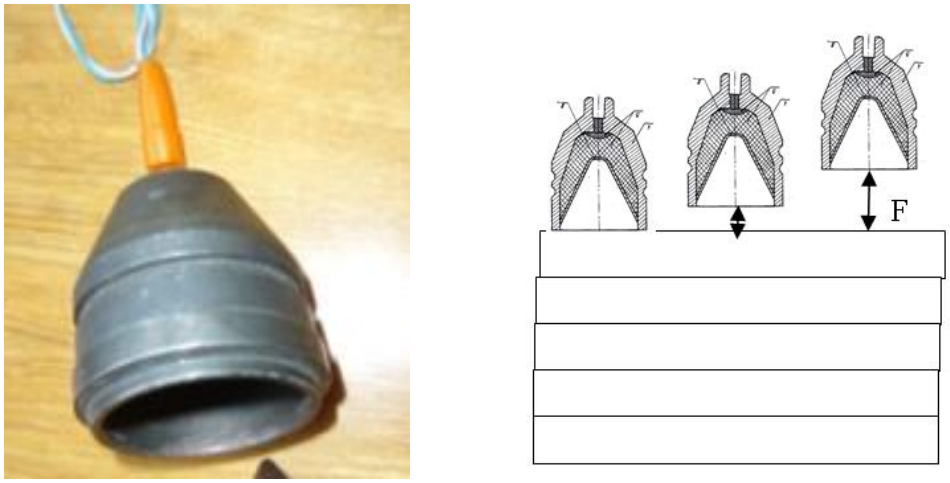
Експериментальні випробування проводили на кумулятивному заряді якій мав наступні характеристики: діаметр сталевого корпуса 67 мм, кут конуса порошкової воронки $\alpha = 59^0$, товщина стінки порошкової воронки гетерогенного складу на основі міді – 1,4 мм, щільність ВР 1,68 г/см^3. За рахунок використання порошкової воронки, виготовленої за схемою формування складними пуансонами [2], у виробі забезпечується різна щільність матеріалу вздовж твірної. Такий розподіл щільності, структури та накопиченій деформації матеріалу забезпечують відсутність песта у пробитих каналах та збільшення глибини пробиття на 20 % у порівнянні із литою мідною воронкою [3].

При постановці і проведенні експерименту передбачалося виконання незмінних умов: використання ВР одного складу; геометрії комплектуючих; прес-інструменту комплектуючого спорядження.

При відпрацюванні технології спорядження та методики стендових випробувань досліджували малогабаритні кумулятивні заряди виготовлені за різною технологічною схемою та параметрами пресування [4].

При розробці методики стендових випробувань малогабаритних кумулятивних зарядів з порошковою воронкою, розташування зарядів відносно пакету сталевих пластин товщиною 20 мм проводили у різних варіантах фокусної відстані, рис. 2, табл 1.

© Т.О. Єпіфанцева, М.А. Самокіш, О.В. Власова



а б

Рис. 2. **Стендові випробування модельного заряду (а) з воронкою гетерогенного складу (б): F – фокусна відстань.**

Ефективність дії зарядів визначалася за результатами пробиття: діаметр вхідного отвору і глибини проникнення, табл. 1 – 2.

Обговорення результатів. Візуальне вивчення змін поверхні порошкової воронки після поетапного проведення технологічних операцій збирання комплектуючих до заряду засвідчило, що після розпресування порошкової воронки пресом-інструментом в корпус заряду на її поверхні з'являються тріщини розміром 3 – 7 мм. Параметри пробиття перешкоди зарядами, оснащеними воронками за такою технологією зборки, складають середнє значення: діаметр пробитого каналу $d_{ср}$ = 17,5 мм, глибина пробитого каналу $L_{ср}$ = 85,5 мм.

Проведення збирання кумулятивних зарядів з порошковою воронкою за режимом технологічного процесу, що передбачає фіксацію воронки з ВР без утворення тріщин на її поверхні, показало параметри пробитого каналу сталевої перешкоди: $d_{ср}$ = 20 мм, $L_{ср}$ = 108 мм.

Попередні дослідження пробиття малогабаритних кумулятивних зарядів показали вплив різних показників, наприклад, підрив зарядів $d_з$ = 42 мм, при фокусній відстані $F = 3 \cdot d_з$, і детонаційному впливі ВР (склад: ТНТ/гексоген в співвідношенні – 1 : 1) дає глибину пробиття L=100 мм, при цьому відносна глибина проникнення $L/d_з$ = 3,2. При збільшенні фокусної відстані – $F = 6 \cdot d_з$ (всі інші умови незмінні) відносна глибина проникнення зменшується до величини $L/d_з$ = 2,8. При використанні більш потужного ВР (ТНТ/октоген – 1 : 3), в тому ж заряді, оптимальна фокусна відстань може бути збільшена до $F = 4 \cdot d_з$, при цьому отримали відносну глибину проникнення $L/d_з$ = 3,8.

У ході експериментальних досліджень встановлений вплив величини фокусної відстані на параметри пробиття малогабаритних кумулятивних зарядів, оснащених порошковою воронкою на основі міді ($d_{вор.}$ = 31 мм, $\alpha = 75^0$).

Стендові випробування модельних кумулятивних зарядів з порошковою воронкою гетерогенного складу проводили для воронок разної геометрії та ваги: 1 – $m_{в.}$ = 10 г, $d_{в.}$ = 31 мм, $\alpha = 75^0$, 2 – $m_{в.}$ = 12 г, $d_{в.}$ = 34 мм, $\alpha = 60^0$, 3 – $m_{в.}$ = 23 г, $d_{в.}$ = 37 мм, $\alpha = 59^0$. За результатами досліджень було означено особливості технології спорядження та рекомендації для створення методики випробувань кумулятивних зарядів з порошковою воронкою..

В роботі були проведені дослідження з впливу технологічних параметрів ВР на характеристики пробиття при проведенні стендових випробувань. Відомо, що геометричні розміри заряду знаходиться у прямої залежності від діаметра шашки ВР та кута кумулятивної виїмки [5]. Для спорядження модельного кумулятивного заряду проводили розрахунки його габаритів, зокрема, шашки ВР з проміжним більш потужнім детонатором (рис. 3, 3), які відрізняються співвідношенням ваги у межах 3 – 5 % від ваги шашки заряда (*H*) рис. 3.

Шашка вибухової речовини (ВР) має діаметр D; D_0 – діаметр кумулятивної воронки; 2 α – величина кута кумулятивної воронки; H – загальна висота шашки ВР; h – висота циліндричної частини шашки ВР; $d_{хв}$ – діаметр хвостової частини.

© Т.О. Єпіфанцева, М.А. Самокіш, О.В. Власова

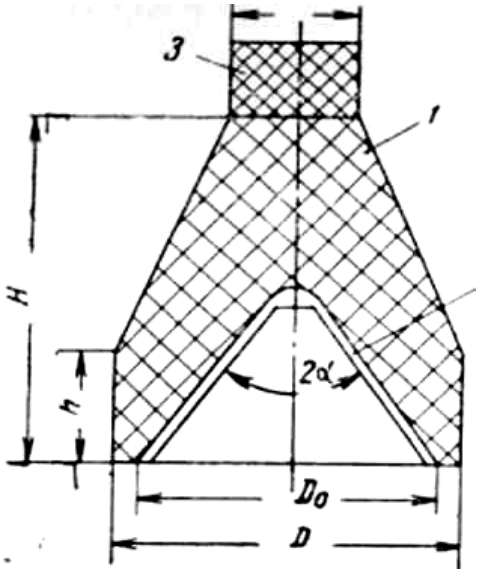


Рис. 3. **Ескіз шашки ВР для розрахунку кумулятивних зарядів з порошковою воронкою**

Виходячи з діаметра шашки ВР *(D)* та кута кумулятивної воронки 2 α можливо розрахувати розміри кумулятивного заряду відповідно наступним рівнянням:

- діаметр кумулятивної воронки $D_0 = (0{,}92 - 0{,}94)\, D$,
- діаметр хвостової частини $d_{хв} = (0{,}3 - 0{,}365)\, D$,
- загальна висота шашки ВР $H = 0{,}625 \cdot D(1 + \frac{0{,}5}{tga})$,
- висота циліндричної частини у онові шашки ВР

$$h = \frac{0{,}47D}{3tga}$$

В цому випадку обєм шашки визначається за формлою:

$$V = 0{,}25 \cdot D^3(1 + \frac{0{,}5}{tga})$$

Дані співвідношення розмірів дозволяють правильно підібрати компоненти зарядів для кумуляці та забезпечити високу енергію кумулятивного струменю і більш економне використання ВР.

Використовуючи однакову схему формування були виготовлені порошкові воронки з різними геометричними розмірами табл. 1.

Таблиця 1

Геометричні параметри порошкових воронок гетерогенного складу на основі міді

Номер заряда	Диаметр воронки, мм	Кут воронки	Вага воронки, г
1	31	75	10
2	34	60	12
3	37	59	23

Було встановлено, що з ростом діаметра порошкової воронки та зменшенням кута конуса масса воронки зростає.

При розрахунках очікуваної глибини пробиття кумулятивного заряду з порошковою воронкою необхідно враховувати характеристику матеріалу (не тільки питому вагу), а ще структуру, щільність, розташування компонентів суміші.

При відпрацюванні методики стендових випробувань на пробиття та фокусну відстань використовували кумулятивні заряди з порошковою воронкою гетерогенного складу однакової геометрії, ваги та структури матеріалу, комплектації і схеми зборки заряду (табл. 2).

Проведені стендові випробування дозволили визначити оптимальну фокусну відстань відносно пакета пластин при якій досягаються найбільш високі показники пробиття.

© Т.О. Єпіфанцева, М.А. Самокіш, О.В. Власова

Таблиця 2

Результати стендових випробувань на пробиття кумулятивного заряду номер 1 (табл. 1) з порошковою воронкою

Показники	F = 0 мм		F = 15 мм		F = 25 мм	
	$d_{в.о.}$	L	$d_{в.о.}$	L	$d_{в.о.}$	L
Середнє значення	18,3	31,3	22	22,6	14,3	78,3

F – фокусна відстань, мм; $d_{в.о.}$ – діаметр вхідного отвору, мм; L – глибина пробиття, мм.

Випробування кумулятивних зарядів з порошковою воронкою гетерогенного складу показали залежність глибини пробиття від величини фокусної відстані до перешкоди для певного типу кумулятивного заряду. Кращі показники пробиття отримані при фокусній відстані – 25 мм.

Аналіз результатів, який приведений в таблиці 2 показав, що при розробці технічних умов на заряд (в розділі методика випробувань) для ефективності перевірки працездатності заряду на приймальних стендових випробуваннях необхідно враховувати реальні умови експлуатації заряду.

Аналіз результатів пробиття перешкоди (пакету пластин) в залежності від стану поверхні порошкової воронки, після проведення технологічної операції спорядження її в оболонку заряду дозволили розробити рекомендації з урахуванням виробничих потужностей підприємства виробника.

Проведені дослідження дозволили розробити методику випробувань кумулятивних зарядів з порошковою воронкою з гетерогенного матеріалу.

Висновки. Розроблено рекомендації по виготовленню високоефективних кумулятивних зарядів з порошковою воронкою:

- режими виготовлення заряду згідно технологічній інструкції повинні забезпечувати збереження початкових характеристик матеріалу воронки

- після збирання заряду не допускається утворення тріщин на поверхні порошкової воронки і в обємі ВР,

- відсутність повітряних зазорів між воронкою та ВР, корпусом і ВР.

Проведені випробування дозволили створити методику визначення якості матеріалу порошкових воронок та оболонки кумулятивного заряду.

1. Сердюк Г.Г., Епифанцева Т.А., Державец Л.И.Применение порошкового материала для нефтяных и газовых скважин//Порошковая металлургия. – 1990. – № 4. – С. 38-42.

2. Єпіфанцева Т.О. Вплив схеми ущільнення порошкових композицій гетерогенного складу на формування структури неспеченних прессовок конусної форми//Наукові нотатки. Зб. наук. ст. ЛДТУ. – Вип. 20. – Луцьк, ЛТДУ. – 2011. – С. 73-89.

3. Епіфанцева.Т.О. Експериментальний і теоретичний аналіз розподілу щільності порошкового гетерогенного матеріалу в прессовках конусної форми//Наукові нотатки. Зб.наук.ст. ЛДТУ. – Вип. 18. – Луцьк, ЛТДУ. –, 2009. – С. 129-137.

4. Епифанцева Т.А. Экспериментальный и теоретический анализ распределения плотности порошкового гетерогенного материала в прессовках конусной формы// Наукові нотатки. Зб.наук.ст. ЛДТУ, Вип. 16. – Луцьк, ЛТДУ. – 2007. – С. 179-189.

5. Андреев С.Г., Бабкин А.В., Баум Ф.А. и др. Глава 17. Кумуляция//Физика взрыва/Под редакцией Л. П. Орленко. - издание 3-е, переработанное и дополненное. - М.: Физматлит, 2004. – Т. 2. – С. 193-350. – 656 с.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Т.О. Єпіфанцева, М.А. Самокіш, О.В. Власова

УДК: 620.22: 669.017

Ю.Ю. Жигуц, В.Ю. Талабірчук
ДВНЗ «Ужгородський національний університет»

ТЕХНОЛОГІЯ СИНТЕЗУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТЕРМІТНИХ МІДНИХ СПЛАВІВ

В роботі розглядаються можливості синтезу матеріалів "нетрадиційними" технологіями, які засновані на металотермічних процесах. Особлива увага звернута на термітні суміші для отримання мідних сплавів – бронз і їх практичного використання в промисловості. В роботі досліджені особливості синтезу, структура і механічні властивості термітних латуней і бронз.

Ключові слова: *металотермія, синтез, терміт, латунь, бронза, властивості, мікроструктура.*

Ю.Ю. Жигуц, В.Ю. Талабірчук

ТЕХНОЛОГІЯ СИНТЕЗА И СВОЙСТВА ТЕРМИТНЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

В раюоте рассматриваются возможности синтеза материалов "нетрадиционными" технологиями, которые основаны на металлотермических процессах. Особенное внимание обращено на термитные смеси для получения медных сплавов – бронз и их практического использования в промышленности. В работе исследованы особенности синтеза, структура и механические свойства термитных латуней и бронз.

Ключевые слова: *металлотермия, синтез, термит, латунь, бронза, свойства, микроструктура.*

Yu. Zhiguts, V. Talabyrchuk

THE TECHNOLOGY OF SYNTHESIS TERMITE COPER ALLOYS

The article under consideration deals with the possibilities of creating materials at the expense of "non-traditionally" technology, which basic, metallotermy synthesis. A special attention is being paid to termite mixtures in order to get copper alloys – bronzes and their practical application in production. In this papers investigated of the specific of synthesis, microstructure and mechanical properties of termite brass and bronzes. The essence of this technology is rather simple: powder–like ingredients of slag are being charged into a metallothermic reactor and are being using a special kind of ignition. When combustion is over an ingot is being formed on the lover part of the reactor. Slag is collected in the higher part (because of the considerable different in density). The scheme of this process has suggested a new technology under which we were able to overlag an instrumental plate directly on the base of metal – chamber from of the metallothermic reactor with a plate – gasket made of aluminium. The calculated composition of metallothermic charge for copper alloys took into consideration activity coefficients of separate components of the reaction. On the basis of this we have stated adiabatic burning temperature of the mixture and have corrected chemical composition of the charge. In order to get metallothermic samples microstructure, grain member and mechanical properties (hardness, strength) and porosity have been investigated. The technology of exothermic additions will high temperature gradient for bronze melting was successfully used in experimental–industrial conditions at the Bar machine–building plant. While using this type of mixture in the result of its high-temperature burning heating up of neighboring to exothermic charge bronze formations takes place. In general it should be noted that, in spite of the increased price of mixture components, the above–described technology has considerable advantages: the absence of complex and expensive equipment (melting furnaces, powerful sources and generators of electricity), full autonomy, high productivity and speed of response (it takes only some minute to get alloy at mixture combustion). These advantages make it possible to widely use this technology in the conditions of no specialized production.

Keywords: *metallothermy, synthesis, thermite, brass, bronze, properties, microstructure.*

У 30-х роках минулого століття вперше був запропонований промисловий спосіб отримання термітних сплавів. Для синтезу мідних сплавів та для їх зварювання найбільш доцільним може бути алюмінотермічний спосіб, який полягає у послідовному відновленні порошковим алюмінієм міді з її оксиду. Незважаючи на підвищену вартість синтезованого мідного сплаву висока продуктивність методу, можливість проведення реакції синтезу за лічені хвилини, а також перспективи суттєвого підвищення економічності технології в результаті використання вторинних відходів металургійного та металорізального виробництв, дозволяють використовувати термітні сплави при екстреному виготовленні виливків, ремонті або й зварюванні. Безапеляційною перевагою вказаних методів і технологій синтезу є енергетична автономність (відсутність потреби у промислових джерелах електроенергії) і простота обладнання для проведення синтезу. Все вказане призвело до необхідності встановлення можливостей синтезу мідних сплавів – латуней та бронз та синтезі вказаних сплавів з необхідною мікроструктурою та потрібним комплексом фізико-механічних властивостей.

Мета роботи. Встановити можливість синтезу латуней і бронз металотермічним відновленням міді та легуючих елементів з їх оксидів із заданою мікроструктурою та комплексом фізико-механічних властивостей.

Постановка завдання роботи: 1. Встановити можливість синтезу латуней і бронз металотермічним способом. 2. Дослідити структуру та властивості вказаних сплавів. 3. Отримати

© Ю.Ю. Жигуц. В.Ю. Талабірчук

експериментальною технологією зразки виливків та встановити їх умови промислового використання.

Матеріали та методика встановлення складу металотермічної шихти. При компонуванні металотермічної шихти використані матеріали: хром металічний ГОСТ5905-79; ферохром ФХ65-7А ГОСТ 4757079; силікокальцій С40Л10 ГОСТ 4762-71; феросиліцій ФС65Ал3,5 ГОСТ 1415-78; порошок алюмінієвий ПА-3–ПА-6 ГОСТ 6058-73; феромарганець ФМн70 ГОСТ4761-80; феротитан ФТи30А ГОСТ4761-80; порошки хімічно чисті олова, цинку, свинцю; залізна окалина ковальського виробництва з середнім хімічним складом (% за мас.): 0,05 *C*; 0,10–0,35 *Si*; 0,10–0,35 *Mn*; 0,01–0,03 *S*; 0,01–0,03 *P*; 40–50 Fe_2O_3; 50–60 *FeO*.

При організації процесу синтезу мідних сплавів використовують класичні термітні реакції [1-5], засновані на окисленні алюмінію і відновленні міді. Для встановлення складу шихти розроблено методику розрахунку на основі стехіометричного співвідношення компонентів реакції із введенням відповідних коефіцієнтів, що враховують їх засвоєння сплавом. Методика встановлення складу шихти для синтезу мідних сплавів складається з трьох послідовних етапів. На першому етапі визначають стехіометричне співвідношення компонентів у реакціях. Реакція взаємодії описується формулами:

$$3CuO + 2Al = Al_2O_3 + 3Cu\,, \tag{1}$$

$$2Zn+O_2=2ZnO, \tag{2}$$

$$3Pb_3O_4 + 8Al = 4Al_2O_3 + 9Pb\,. \tag{3}$$

На другому етапі встановлюють адіабатичну температуру горіння шихти та виокремлюють ті реакції синтезу, що дозволяють синтезувати матеріал з рідкого стану. На третьому етапі після експериментальних мікроплавлень встановлюють коефіцієнти засвоєння окремих компонентів шихти та коригують її склад.

Ця методика дозволяє не тільки встановити склад металотермічних шихт, але і розрахувати адіабатичну температуру їх горіння [2,6]. Теоретичні роботи виконані авторами виявили клас реакцій найбільш придатних для синтезу латуней марок Л60, Л70, ЛК80 та бронз Бр ОЦС5-5-5, Бр АЖ10-4 та ін.

Порошкову шихту просушували при температурі 150–180°С, змішували і ущільнювали. При проведенні досліджень використовували порошкові інгредієнти металотермічної шихти, частку з яких виготовляли з відходів ливарного, ковальського та металорізального виробництв (залізна окалина, просіяне мливо графітових електродів, мливо алюмінієвої, латунної та бронзової стружок та ін.) [2,4,6,7]. Крім цього у роботі використані методи металографічного кількісного аналізу, застосовані стандартні методи визначення основних технологічних характеристик вихідних порошків та фізико-механічних властивостей матеріалів.

Результати теоретичних та експериментальних дослідження. Після встановлення реакцій синтезу, апробації розрахованих складів шихт мікроплавленнями та корекції складів шихт, були проведені плавлення відповідних термітних мідних сплавів із подальшим отриманням виливків у моделях промислових заготовок масою 350 г. Випробування виконані на промислових зразках, що дозволило встановили хімічний склад термітних латуней, показаний у табл. 1 та їх властивості, зведені у табл. 2.

Таблиця 1.

Хімічний склад термітних ливарних латуней

Марка латуні	Хімічний склад							Механічні властивості	
	Cu	*Zn*	*Fe*	*P*	*Pb*	*Sb*	*Bi*	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Л60	57-61	Решта	0,3	0,02	0,8-1,9	0,01	0,003	200	-
Л70	68-72		0,1	0,001	0,07	0,005	0,002	300-400	12-15
Л80	79-81		0,1	0,1	0,03	0,005	0,002	250-300	10-15

© Ю.Ю. Жигуц. В.Ю. Талабірчук

Аналіз отриманих даних дозволяє зробити висновок, що властивості синтезованих сплавів не гірші, ніж промислових. Насамперед це стосується томпаків (аналогів Л80 та Л70), відносна пластичність та ударна в'язкість яких на 12% більша ніж у ординарних матеріалів.

Таблиця 2.

Фізико-механічні властивості ливарних латуней при 20°С

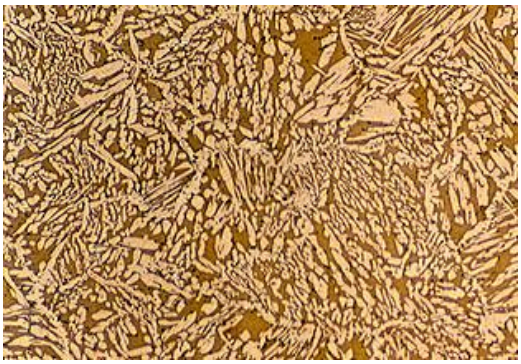
Основні властивості	Марка латуні		
	Л60	Л70	Л80
Температура ліквідусу, °С	885	995	900
Модуль Юнга, $E \cdot 10^{-5}$	1,05	1,16	1,14
устина, $x10^3$, кг/м^3	20	8,5	8,5
Коефіцієнт лінійного розширення, $x10^{-6}$, 1/°С	20,1	-	17
Питомий електричний опір, $\rho \cdot 10^9$, Ом·м	66	74	43
$\sigma_в$, МПа при:			
20°С	350	350	400
200°С	370	-	400
300°С	260	-	40
400°С	230	-	300
δ_{10}, % при:			
20°С	40	15	20
200°С	43	-	22
300°С	-	-	17
400°С	28	-	17
$\sigma_Т$, МПа	150	-	160
$\alpha_н$, МПа	4,6	-	12,3
Твердість (*НВ*)	85	90	105
Лінійна усадка, %	2,23	-	1,7
Коефіцієнт тертя у парі зі сталлю:			
з оливою	0,013	-	0,01
без оливи	0,17	-	0,19

Мікроструктурний аналіз синтезованих сплавів встановив присутність невеликих роздрібнених різнонапрямлених за первинними дендритами евтектичні структури (рис. 1, а). Це свідчить про порівняно повільні швидкості охолодження та незначний градієнт температур при синтезі сплавів. Очевидно, що домішки та додаткова присадка (до 50%) порошку відповідної латуні «охолоджують» розплав до температур близьких до лінії ліквідусу і призводять до незначного перегріву сплаву. Слід також врахувати і технологію отримання сплаву, пов'язану із використанням порошкового алюмінію, який мікролегує розплав, надаючи йому дрібнозернисту структуру. Мікроструктури синтезованих термітних мідних сплавів показано на рис. 1, а механічні властивості зведені у табл. 2.

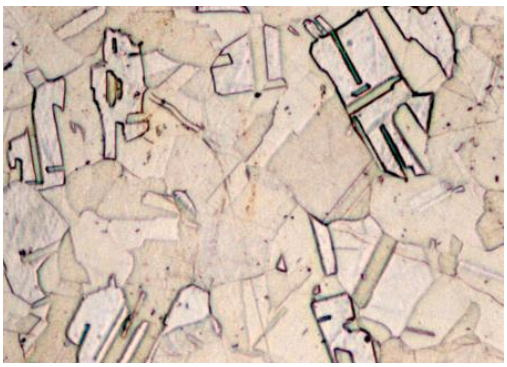
На рис. 1, *а* показана структура термітного аналога латуні Л60 з геометрично правильним розташуванням окремих структурних складових у вигляді пластин або голок, що становлять кристалічні зерна. Така структура утворюється при повільному охолодженні сплаву термітної латуні. Для термітного аналога сплаву Л70 можна відмітити блокову структуру (рис. 1, б). На рис. 1, в показано мікроструктуру отриману для термітної латуні (аналога промислової марки Л70) при гартуванні водою з температури 500°С. В ній чітко проявляється відманштеттова стрічкова структура характерна для високих швидкостей охолодження або перегріву сплаву.

Врівноважена структура латуні Л90 (рис. 1, г) характеризується кластерами з чітким виокремленням границь зерен. При збільшенні у сплаві вмісту свинцю збільшується і кількість темних вкраплень.

© Ю.Ю. Жигуц. В.Ю. Талабірчук



а



б

Рис. 1. **Мікроструктура термітної латуні: а) аналог Л60 (х200), б) аналог Л90 (х300). Для виявлення мікроструктури використаний метод Клемма**

Аналіз структури латуней та встановлені механічні властивості дозволяють зробити висновок, що синтезовані відповідні марки термітного сплаву не поступаються за своїми властивостями промисловим маркам.

На другому етапі дослідження виконані авторами для двох марок бронз Бр ОЦС5-5-5 і Бр АЖ 10-4 [4,7-10]. Розроблений склад екзотермічної суміші відносився до композитів, горіння яких генерує рідкий розплав. Склад металотермічної шихти для бронзи БрОЦС 5-5-5 визначався з термохімічного розрахунку: *Sn* – 4,19%; *Zn* – 4,19% (у вигляді гранул), а також *Al* – 16,52%, Pb_3O_4 – 4,5%, *CuO* – 70,54% (у вигляді порошку). Теоретично розрахована адіабатична температура горіння екзотермічної суміші склала 3300 К. У результаті металотермічної реакції відновлення свинцю, міді та окислення алюмінію виділялась значна кількість тепла, яка дозволяла отримати мідний сплав із значним перегрівом. Для зменшення температури горіння шихти у її склад вводилася стружка бронзи Бр ОЦС5-5-5 (у кількості 100% від маси), що при зменшенні температури синтезованого сплаву "штучно" збільшувало вихід його з шихти. Таким чином вдалося запобігти і надлишкового випалювання дорогих компонентів екзотермічної шихти мідного сплаву і використати відходи металообробного виробництва [4,11,12]. В результаті горіння спеціальної металотермічної шихти в реакторі утворювався рідкий високоперегрітий мідний сплав, який надалі, після вловлювання шлаку, зливався у форму виливка.

Аналогічні розрахунки здійснені і для отримання термітного сплаву Бр АЖ9-4. Шихта складалася з *CuO, Al,* Fe_2O_3. Визначено співвідношення між кінцевими продуктами реакції і компонентами суміші (у % за масою): *CuO* – 12,5, Fe_2O_3 – 3,81, *Al* – 23,7. Загальний тепловий ефект реакції складає 400,34 ккал або 1668,1 кДж.

Механічні властивості синтезованих марок бронз зведено у табл. 3.

Таблиця 3.

Механічні властивості синтезованої термітної бронзи

Марка сплаву	σ_b, МПа	Твердість, *HRC*	δ, %
Бр ОЦС 5-5-5	240	27	19,3
Бр АЖ 10-4	310	34	12,1

Мікроструктурний аналіз експериментальних сплавів показав рівномірно розподілені вкраплення свинцю у виливку термітного аналога бронзи БрОЦС5-5-5. Після травлення бронзи проявилася дендритна структурна мікросегрегація у центральній частині виливка де можна побачити ядро мідної фази, яке є центром зростання дендритних стовбурів. Результат дослідження механічних властивостей синтезованих термітних бронз показано в табл. 3.

Як відомо, особливістю метало термічних технологій є простота переходу від лабораторних експериментів до промислового виробництва, при цьому у великих об'ємах значно покращуються показники процесу протікання металотермічної реакції. Тому, можна зробити висновок, що 68,6% виходу металу металотермічного виливка від теоретично розрахованого, може бути доведено до більш значного показника при проведенні плавлень у металотермічних реакторах з більшим об`ємом завантаженої шихти.

© Ю.Ю. Жигуц. В.Ю. Талабірчук

Таблиця 3.

Фізико-механічні властивості термітних бронз

Марка бронзи	Бр ОЦС5-5-5	Бр АЖ10-4
Модуль пружності *E, МПа*	9300	11600
Густина, кг/м^3	8800	7500
Температура початку плавлення, °С	1020	1040
Відносний опір, ρ, (Ом·мм^2)/м	-	0,12
Теплопровідність, кал/(см·с·°С)	0,12	0,14
Коефіцієнт лінійного розширення, $\alpha \cdot 10^{-6}$, 1/°С	19,2	16,2
Границя пружності $\sigma_{0.005}$, МПа	300-450	
Границя текучості $\sigma_{0.2}$, МПа	520-680	
Границя міцності $\sigma_в$, МПа	240	310
Відносне видовження, δ, %	19,3	12,1
Твердість *HRC*	27	34
Ударна в'язкість, *KCU*	26	

Дослідно-промислова апробація синтезованих термітних бронз. Об'єктом дослідження при промисловій апробації синтезованих термітних сплавів були ливарні бронзи, що використовувалися для виготовлення корпусу крана Р-6 [4]. Теоретичною основою розв'язання задачі підвищення гідрогустини виливків корпусу крана Р-6 служать розробки екзотермічних порошкових сумішей для підігріву сплаву додаткової частини виливків шляхом ініціювання в них процесу горіння і підтримання процесу такого горіння.

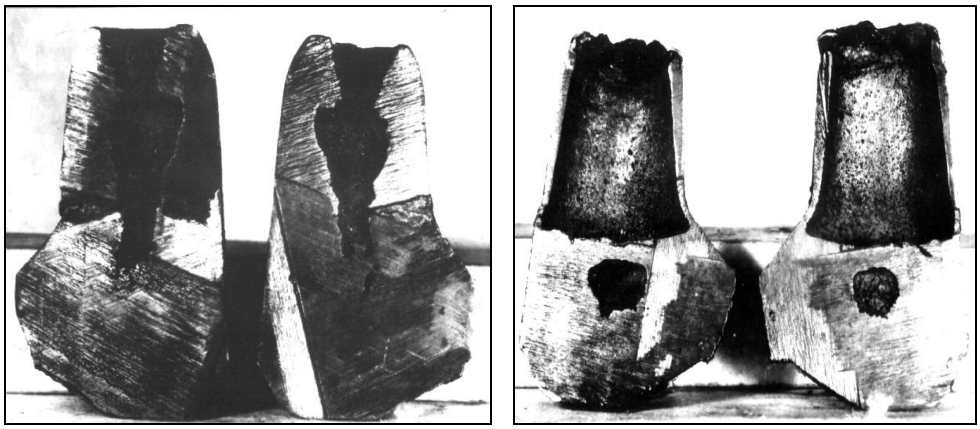
Експериментальні дослідження проводилися на Барському машинобудівному заводі. Вони складалися з експериментальних плавлень, хімічного, спектрального, металографічного аналізів, механічних випробувань, випробувань на гідрогустину [11, 12]. У зв'язку із малою температурою кипіння цинку і шкідливістю парів олова, для промислового використання була створена видозмінена екзотермічна суміш, у якій окиснювачами служили тільки оксид міді і свинцевий сурик. Цинк і олово додавалися у вигляді порошкового металу. Екзотермічна суміш при горінні якої, синтезувався термітний сплав, тотожний за хімічним складом залитому у форму, додатково розігрівав суміш для екзотермічних додатків виливків "корпусу крана" Р6 010401-Б масою 2,55 кг із Бр ОЦС5-5-5 ГОСТ 613-79. Маса додатку виливка 0,4 кг.

При використанні розробленого складу екзотермічної суміші в результаті високої температури її горіння відбувається розігрівання сусідніх до екзотермічної шихти шарів бронзи і заповнення перегрітим рідким розплавом усадкової раковини. Небезпеки надлишкового перегріву сплаву під додатком виливка та зміну за рахунок цього його хімічного складу і фізико-механічних властивостей вдалося запобігти завдяки пізнішому спрацьовуванню металотермічного заряду (приблизно через 1–1,5 хвилини після закінчення заливки сплаву у форму), що призвело до розігрівання верхньої частини додатка виливка після початку кристалізаційних процесів у зоні під додатком. В результаті суттєво зменшилася ефективна маса бронзового сплаву, що використовувалася для додатку (на 70% від маси стандартного додатку – рис. 2). Встановлені на трефах механічні властивості отриманих бронзових кранів за дослідною технологією показані у табл. 4.

Запропоновані заходи дали позитивний ефект не тільки з точки зору економії рідкої бронзи за рахунок зменшення маси ливарних додатків, але і для підвищення гідрогустини крану. Також при використанні розроблених складів шихти для синтезу термітної залізоалюмінієвої бронзи була випробувана технологія термітних ливарних додатків високого температурного градієнта в умовах Барського машинобудівного заводу для виливка "корпус насоса" з БрАЖ10-4 масою 7,2 кг (маса ливарного додатку 0,7 кг). Результати апробації технології використання екзотермічної суміші показані в табл. 5.

Таким чином, застосування технології екзотермічних ливарних додатків для бронзових виливків підвищило щільність виливка "корпус крану Р6", виготовленого за експериментальною технологією, знизило не менше ніж на 60% масу додатку виливків, зменшило брак за усадковими дефектами, що дало зростання виходу сплаву на 15% і суттєвий економічний. Як відомо, особливістю металотермічної реакції є простота переходу від лабораторних експериментів до

промислового виробництва, при цьому у великих об'ємах значно покращуються показники протікання процесу горіння шихти.



а б

Рис. 2. **Форма ливарного додатку корпуса крана Р6 виготовленого традиційною технологію (а) і за допомогою металотермічного додатка високого температурного градієнту (б)**

Таблиця 4.

Механічні властивості зразків вирізаних з корпусів кранів, виготовлених за дослідною технологією

Марка сплаву	Міцність ($\sigma_в$), МПа	Твердість, (*HRC*)	Пластичність (δ), %
Бр ОЦС 5-5-5	275	30	17,1
Бр АЖ 10-4	315	39	10,3

Таблиця 5.

Результати використання екзотермічних сумішей для ливарних додатків бронзових виливків "корпус крану Р6 010401–Б" і "корпус насосу"

Склад екзотермічної суміші	Маса екзотермічної суміші, кг	Маса "звичайного" ливарного додатку, кг	Маса термітного додатку[1], кг	Результати перевірки партії виливків ВТК
Екзотермічна суміш, виготовлена з порошкових Fe_2O_3, CuO і Al	0,120	0,7	0,3	без браку
Екзотермічна суміш, виготовлена з порошкових Sn, Pb_3O_4 CuO, Al і Zn	0,080	0,4	0,2	без браку

[1]Середня маса додатку в партії з 4 виливків.

Третім напрямом застосування розроблених складів шихт та розплавів є розроблена автором технологія метало термічного зварювання мідних сплавів за допомогою спеціального двокамерного металотермічного реактора з економною системою використання легуючих елементів. Верхня камера реактора служить для синтезу мідного розплаву, а нижня – для його легування та модифікування. Після проплавляння мідної пластинки товщиною 0,5 мм розплав зливається у нижню камеру, модифікується і легується, а після проплавляння алюмінієвої сітки, попадає в порожнину зварювання заготовок з мідного сплаву. Незначний надлишок алюмінію у вигляді слідів до 0,002 % виявлений у зварюваному шві, грає позитивну роль, сприяючи відновленню оксидної мідної плівки на поверхнях, що підлягають зварюванню. Заготовки перед зварюванням додатково прогріваються до 250-300°С для видалення вологи та зменшення градієнта температур між розплавом і заготовками. Все це суттєво впливає на однорідність основного матеріалу заготовок, зони термічного впливу та зварюваного шва. Про це свідчать дані

механічного випробування отриманих швів та результати ультразвукового дослідження на пристрої УЗУ-2М. Внутрішні пори, тріщини, розриви – відсутні.

Висновки. Проведені експериментальні і дослідно-промислові роботи дозволили зробити такі висновки: 1. Встановлена можливість синтезу металотермічним способом термітних латуней та бронз. 2. Розроблено склади шихт для синтезу відповідних мідних сплавів. 3. Досліджено мікроструктуру та фізико-механічні властивості синтезованих мідних сплавів. 4. Проведено дослідно-промислову апробацію синтезованих матеріалів на промислових виробах. 5. Запропоновано основні галузі використання складів шихт і синтезованих сплавів. 6. Встановлено, що використання синтезованого сплаву у технологіях термітних ливарних додатків високого температурного градієнту покращує не тільки економічні показники ливарного процесу, піддодаткову зону виливка, але й гідро густину виливків.

Список використаних джерел

1. Боровинская, И.П. Процессы горения в химической технологии и металлургии / И.П. Боровинская, Н.П. Новиков. Черноголовка, 1975. – 141 с.

2. Жигуц, Ю. Ю. Технологія одержання та властивості термітних чавунів легованих міддю [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.Ю. Талабірчук // Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки». – 2015. – № 49. – С. 62 - 65.

3. Zhiguts, Yu. Thermites mixture for feeling of the bronze casting [Текст] / Yu. Zhiguts // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій : збірник наук. праць. – 2009. – № 8. – С. 169 - 172.

4. Жигуц, Ю.Ю. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.Ф. Лазар. – Ужгород: Видавництво «Інвазор», 2014. – 388 с.

5. Жигуц, Ю.Ю. Получение бронзовых отливок с использованием экзотермических реакций [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.И. Похмурский // Процессы литья. – К.: – 2003. – № 1. – С. 37 - 41.

6. Жигуц, Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу [Текст] / Ю. Жигуц, В. Широков // Машинознавство. – 2005. – № 4. – С. 48 - 50.

7. Жигуц, Ю.Ю. Матеріали, синтезовані металотермією і СВС-процесами [Текст] / Ю. Жигуц, В.І. Похмурський // Доп. НАН України. Сер. Математика, природознавство, техн. науки. – 2005. – № 8. – С. 93 - 99.

8. Жигуц, Ю. Ю. Синтез термитных бронз [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.И. Похмурский // Теория и практика металлургии. К.: 2005. – № 1/2. – С. 118 - 121.

9. Жигуц, Ю.Ю. Технология использования экзотермических смесей для повышения гидроплотности бронзовых деталей [Текст] / Ю.Ю. Жигуц // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – 2005. – № 29. – С. 80 - 87.

10. Zhiguts, Yu. Yu. Exotermikus keverékek alkalmazása a bronz hidrosűrűségének növelésére [Текст] / Yu.Yu. Zhiguts, V.I. Pohmurszkij, V.V. Fedák, R.Zs. Tárczy // Müszaki szemle. – Budapest. – 2005. – № 29. – O. 38 - 40.

11. Жигуц, Ю.Ю. Особенности использования термитных литейных прибылей высокого температурного градиента для бронзовых оливок [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, Я.П. Легета, І.І. Крайняй, Т.Т. Фелдеші // Perspektywiczne opracowania nauki i techniki : 2 miedzynarodowej naukowi-praktycznej konf., 16-30 listopada 2007 r. : materialy konf. – Przemyśl : Nauka i studia, 2007. – T. 10. – S. 5 - 7.

12. Zhiguts, Yu. Špeciálna termitova liatina [Текст] / Yu. Zhiguts // Výrobné inžinierstvo. Košice. – 2007. – R. 6. – № 2. – S. 45 - 48.

Рецензент

Опачко Іван Іванович, зав. кафедри електронних систем ДВНЗ «Ужгородський національний університет», док. фіз.-мат. наук, професор, заслужений діяч науки і техніки України.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2019

© Ю.Ю. Жигуц, В.Ю. Талабірчук

УДК: 621.798

О.М. Залета
Луцький національний технічний університет

ФУНКЦІОНАЛЬНО-МОДУЛЬНЕ ПРОЕКТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ НА ОСНОВІ СИСТЕМНОГО АНАЛІЗУ ЙОГО СЛУЖБОВОЇ ФУНКЦІЇ

Представлено результати початкових етапів функціонально-модульного проектування технологічної машини для пакування сипкої продукції у плівкові пакети, виконаного на основі декомпозиції службової функції машини відповідно до принципів методології SADT. Розроблено концептуальну модель машини даного призначення у вигляді SADT-діаграм та побудовано функціонально-структурну схему машини. Наведено конструктивні варіанти функціональних модулів, які можуть формувати склад пакувальної машини згідно розробленої моделі, та описано зв'язки між ними, що є підґрунтям для розв'язування задачі структурно-параметричної оптимізації на подальших етапах проектування.

Ключові слова: *проектування, функціональний модуль,структура, модель.*

О.М. Залета

ФУНКЦИОНАЛЬНО-МОДУЛЬНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМНОГО АНАЛИЗА ЕГО СЛУЖЕБНОЙ ФУНКЦИИ

Представлены результаты начальных этапов функционально-модульного проектирования технологической машины для упаковки сыпучей продукции в пленочные пакеты, выполненного на основе декомпозиции служебной функции машины в соответствии с принципами методологии SADT. Разработана концептуальная модель машины данного назначения в виде SADT-диаграмм и построено функционально-структурную схему машины. Приведены конструктивные варианты функциональных модулей, которые могут формировать состав упаковочной машины согласно созданной модели, и описаны связи между ними, что является основой для решения задачи структурно-параметрической оптимизации на последующих этапах проектирования.

Ключевые слова: *проектирования, функциональный модуль, структура, модель.*

O. Zaleta

FUNCTIONAL MODULE DESIGN OF TECHNOLOGICAL EQUIPMENT BASED ON SYSTEM ANALYSIS OF ITS SERVICE FUNCTION

The presents results of the initial stages of functional and modular design of a technological machine (polybagger) for packing bulk products into polythene film bags, which were carried out on the basis of decomposition of the service function of the machine in accordance with the principles of the SADT methodology. The conceptual model of this type of machine is developed in the form of SADT-diagrams and the functional and structural scheme of the machine is constructed. The obtained model is used for the generalized mapping of the mutual arrangement of elements of the layout of the projected machine. The constructive variants of functional modules, which can form the composition of the packaging machine in accordance with the developed model, are presented, and the connections between them are described, which are the basis for solving the problem of structural and parametric optimization at the next stages of designing.

Key words: *design, functional module, structure, model.*

Постановка проблеми. Однією з основних тенденцій розвитку світового машинобудування є скорочення термінів виготовлення продукції при одночасному покращенні її якості та ефективності роботи технологічного обладнання. Це зумовлює потребу у використанні методів проектування, які б забезпечили можливість розробки економічно вигідних, високопродуктивних, надійних технологічних машин (ТМ) з високим рівнем спеціалізації та автоматизації. Проектування технологічного обладнання виступає як комплексна задача, яку формують задачі аналізу, синтезу, моделювання, оптимізації. Проблема створення ефективної методології опису і оцінки його структури за різними характеристиками стає все більш актуальною і вимагає системного підходу до розробки ТМ.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Як об'єкт проектування ТМ являє собою багатокомпонентну структуру зі складними взаємозв'язками складових елементів. Не дивлячись на велику різноманітність існуючих ТМ, котрі відрізняються між собою виконуваними функціями, компоновками і розмірами, їх об'єднує одна спільна властивість: будь-яку ТМ можна розглядати як систему, що складається із великої кількості впорядкованих і взаємопов'язаних функціональних модулів (ФМ) − функціональних пристроїв, кожен з яких є функціонально самостійною та конструктивно закінченою сукупністю механізмів, що об'єднані спільним функціональним призначенням. Таким чином, вимогам до ефективної розробки нових і вдосконалення існуючих структур ТМ задовольняє функціонально-модульне проектування [1, 2, 3]. В основу даного методу покладено принципи структурно-параметричного синтезу, що складається з кількох рівнів:

© О.М. Залета

перший рівень полягає у виборі технічної ідеї або принципу дії створюваної техніки; на другому – здійснюється пошук найкращої структури техніки в рамках вибраного принципу дії, а третій – полягає у встановленні оптимальних значень заданих параметрів (критеріїв оптимізації) для вибраної структури [3, 4, 5]. Проектування компонування проектованого об'єкту є найбільш складним і визначальним етапом з точки зору ефективності проектування. Помилки, допущені на цьому етапі, призводять до небажаних наслідків, котрі негативно позначаються на якості кінцевого результату.

Постановка завдань. Метою даного дослідження є розробка такої математичної моделі, яка б дозволила виконати завдання першого рівня структурно-параметричного синтезу ТМ та виступала б основою для виконання подальших етапів процесу проектування.

Виклад основного матеріалу дослідження. Системний підхід до розгляду ТМ як об'єкта проектування передбачає побудову концептуальної моделі, тобто такої абстрактної моделі, яка відображає структуру об'єкта та зв'язки між його елементами [6, 7].

При створенні цієї моделі враховується два аспекти опису ТМ:

− *функціональний опис,* елементами якого є множина простих функцій та множина відношень між ними, які визначають принципи функціонування ТМ;

− *структурний опис,* елементами якого є ФМ та зв'язки між ними, які створюють компонування ТМ.

Функціональний опис є більш загальним, оскільки кожна технічна функція може бути реалізована багатьма конструктивними варіантами ФМ. Разом із тим, кожен ФМ реалізує лише ту функцію, для якої він був створений. Звідси випливає принцип передування функціонального проектування щодо структурного [3].

Загальний алгоритм оптимізаційного синтезу функціонально-модульної структури ТМ включає наступні етапи [3, 4, 5]:

1 − формулювання технічного завдання;

2 − декомпозиція службової функції створюваної ТМ;

3 − побудова функціональної схеми ТМ;

4 − підбір технічних засобів реалізації функцій ТМ;

5 − визначення оптимального варіанту структури ТМ;

6 − побудова компонувальної схеми ТМ.

Даний алгоритм базується на засадах методології SADT (з англ. "Structured Analysis & Design Technique" – методологія структурного аналізу і проектування), що передбачає побудову трьох рівнів концептуальної моделі: функціональної (*f*-моделі), функціонально-структурної (*fs*-моделі), структурної (*s*-моделі) [8].

Кожен з наведених рівнів побудови концептуальної моделі передбачає виконання ряду послідовних етапів.

На першому рівні відбувається виділення найбільш важливої функції ТМ, яка називається головною службовою функцією і, як правило, відповідає первинній меті створення машини [2]. Після цього необхідно здійснити декомпозицію службової функції на основні та допоміжні.

На другому рівні здійснюється підбір технічних засобів для реалізації простих функції.

На третьому рівні проводиться структурна оптимізація ТМ в цілому.

Отже, будь-яка корисна дія об'єкта виражається через виконувану ним функцію. Його функціональний опис здійснюється у вигляді ***f*-моделі.**

Побудова *f*-моделі об'єкту – одна з основних процедур методології SADT. Вона полягає в декомпозиції службової функції машини, тобто в послідовному виведенні функцій певного рівня з функцій попереднього, починаючи з головної, та встановлення зв'язків між ними. На першому рівні декомпозиції службова функція розглядається як результат спільної дії декількох основних функцій. Основні функції в свою чергу розбивають на допоміжні, які їх реалізують. Декомпозиція певної функції по рівнях *f*-моделі здійснюється доти, поки вона не розпадеться на функції, для здійснення яких стане очевидним використання певного технічного засобу [9].

Принципи реалізації даного методу продемонструємо на прикладі функціонально-модульного проектування машини для пакування сипкої продукції в плівкові пакети.

Декомпозиції службової функції даної пакувальної машини (ПМ) представлена побудованою *f*-моделлю, основними робочими елементами якої є діаграми. Кожна SADT-діаграма містить блоки і дуги. Блоки відображають функції різних рівнів складності. Дуги зв'язують блоки разом та відображають взаємозв'язки та відношення підпорядкування між ними.

© О.М. Залета

Отже, опис SADT-моделі організований у вигляді ієрархії взаємопов'язаних діаграм [9, 10]. Вершина цієї структури є найзагальнішим описом системи, а її основа складається з більш деталізованих описів (рис. 1, 2).

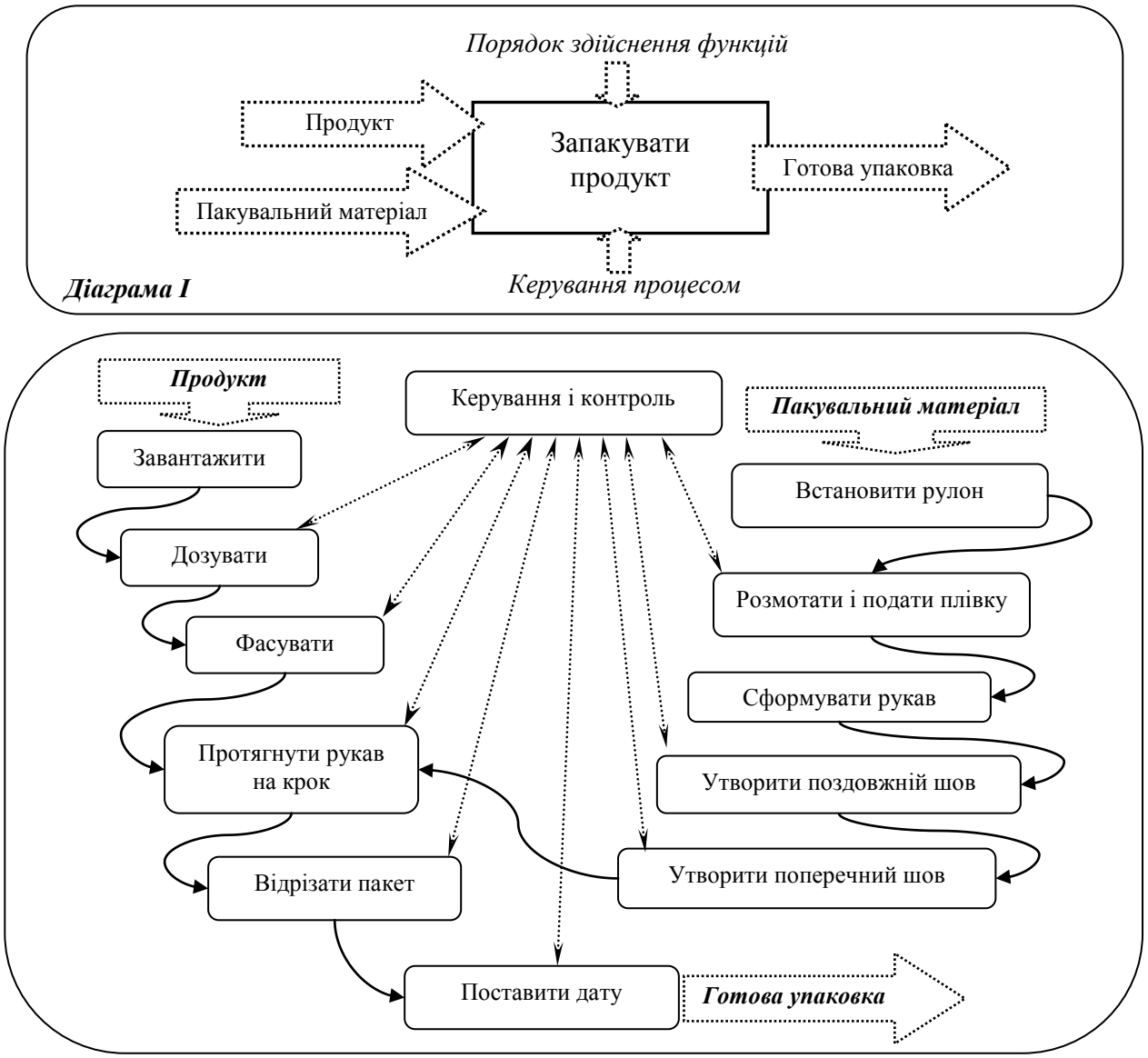


Рис. 1. **SADT-модель технологічного процесу пакування сипкої продукції в плівкові пакети (діаграми 1, 2)**

SADT-модель, в свою чергу, є основою для побудови проміжної – ***fs*-моделі**, що представляється у вигляді функціонально-структурної схеми машини, на якій умовно позначені відповідним чином впорядковані та взаємозв'язані ФМ. На рис. 3 показано узагальнену *fs*-модель машини для пакування сипких речовин, яка відображає усі типові ФМ, необхідні для виконання технологічного процесу пакування.

Перехід від функціонального до структурного опису об'єкта, тобто побудова ***s*-моделі** ПМ, є найбільш складним етапом проектування. Пояснюється це тим, що кожну функцію здебільшого може виконувати ряд типорозмірів ФМ, кількість яких варіюється залежно від виду функції та можливості її одночасної реалізації з іншими функціями одним і тим же ФМ (табл. 1).

Таким чином, порядок взаємного розташування та кількість ФМ у структурі машини визначається послідовністю виконання технологічного процесу пакування, кількістю технологічних операцій, з яких він складається, та функціональними можливостями кожного ФМ.



Рис. 2. **SADT-модель технологічного процесу пакування сипкої продукції в полімерні пакети (діаграма 3)**

© О.М. Залета

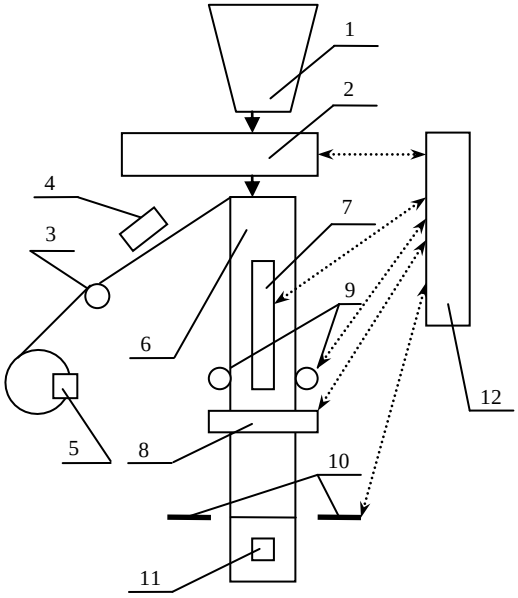


Рис. 3. **Узагальнена функціонально-структурна схема (*fs*-модель) машини для пакування сипкої продукції в плівкові пакети:** 1 – бункер; 2 – дозатор; 3 – механізм амортизації плівки; 4 − механізм гальмування і зупинки плівки; 5 − механізм гальмування рулону; 6 – рукавоутворювач; 7 – пристрій поздовжнього зварювання; 8 – пристрій поперечного зварювання; 9 − механізм протягування рукава; 10 – механізм відрізання; 11 – датувальний пристрій; 12 − блок керування.

Таблиця 1.

Типорозміри функціональних модулів машини для пакування сипкої продукції в пакети

Назва ФМ		Умовне позначення ФМ	Умовне позначення варіанта конструкції ФМ
Бункер	Зі зворушувачем	x_1	x_{11}
	Без зворушувача		x_{12}
Дозатор	Об'ємний	x_2	x_{21}
	Ваговий		x_{22}
	Комбінаційний		x_{23}
Механізм амортизації плівки	Ролик, що обертається на осі	x_3	x_{31}
	Ролик, що рухається поступально		x_{32}
	Ролик, встановлений на коливному важелі		x_{33}
	Ролик, закріплений на рамі		x_{34}
Механізм гальмування і зупинки плівки	Вакуумний	x_4	x_{41}
	Самозаклинювальні гальма		x_{42}
Механізм гальмування рулону	Стрічковий	x_5	x_{51}
	Дисковий		x_{52}
	Важільний		x_{53}
Рукавоутворювач	Комірцевого типу	x_6	x_{61}
	Без коміра		x_{62}
Пристрій поздовжнього зварювання	Зварний ролик	x_7	x_{71}
	Зварна губка		x_{72}

© О.М. Залета

Продовження таблиці 1

Пристрій поперечного зварювання	Зварні губки (ЗГ)	x_8	x_{81}
	ЗГ з механізмом відрізання		x_{82}
	ЗГ з механізмом протяжки		x_{83}
	ЗГ з вмонтованим дататором		x_{84}
	ЗГ з механізмами протяжки і відрізання		x_{85}
	ЗГ з механізмом відрізання і вмонтованим дататором		x_{86}
	ЗГ з механізмом протяжки і вмонтованим дататором		x_{87}
	ЗГ з механізмами протяжки, відрізання і вмонтованим дататором		x_{88}
Механізм протягування рукава	Парні ролики	x_9	x_{91}
	Парні сектори		x_{92}
	Протяжні ремені		x_{93}
Механізм відрізання	Відрізні ножі	x_{10}	x_{101}
	Відрізні ротори		x_{102}
Датувальний пристрій	Термодрукуючий	x_{11}	x_{111}
	Лазерного друку		x_{112}
	Краплеструминного друку		x_{113}

Модифікація конструкції того чи іншого ФМ при цьому реалізується переважно за допомогою таких методів:

1) розділення – розбиття складного за конструкцією механізму на окремі;

2) об’єднання – укрупнення шляхом сполучення між собою механізмів різного призначення;

3) інверсія – заміна одного механізму іншим, зміна його просторового розміщення.

Метод об’єднання виявляється, зокрема, в поєднанні зварювальних пристроїв з іншими механізмами в одному ФМ.

Наприклад, в механізм поперечного зварювання може бути вмонтований ніж, що відрізає пакет вздовж поперечних зварних швів пакета під час змикання зварних губок, а також термодатувальний пристрій, який витискає дату на зварному шві одночасно із його утворенням.

Крім того, зварювальний механізм може здійснювати протягування плівки під час утворення зварних швів – у разі забезпечення можливості його руху вздовж напрямку переміщення рукава, причому протягування можуть виконувати як поперечні зварні губки шляхом опускання на крок, рівний довжині пакета, так і ролик (ролики) поздовжнього зварювання.

Має місце також і сполучення механізмів поперечного та поздовжнього зварювання у вигляді суцільної зварної губки відповідної конфігурації.

Зауважимо, що з врахуванням вищевказаного, не всі ФМ є взаємопоєднуваними, оскільки одну і ту ж функцію повинен виконувати у складі однієї й тієї ж машини лише один ФМ. Граф логічних зв’язків між розглянутими ФМ представимо на рис. 4.

Основною задачею при створенні майбутнього компонування ПМ є виділення серед запропонованих ФМ деякого раціонального набору, який матиме найбільшу ефективність з точки зору якості виконання машиною її службової функції. Для вирішення цього завдання необхідно перейти до виконання наступних процедур оптимізаційного синтезу компонування машини [3]:

– вибір критеріїв оптимальності − певних техніко-економічних показників, які визначають ефективність функціонування об’єкта проектування;

− формування бази даних, тобто присвоєння значень критеріїв оптимальності прийнятим до розгляду ФМ. Ці значення можуть бути відомі, або визначені експериментальним шляхом;

− формулювання постановки задачі оптимізації;

− синтез альтернативних варіантів структури ТМ, що полягає в створенні різних допустимих поєднань ФМ між собою та зводиться до формування множини альтернативних варіантів структури. Метою здійснення синтезу варіанта структури є визначення переліку елементів, що формують об’єкт проектування, та способу зв’язків цих елементів між собою;

− пошук оптимального розв’язку, тобто такого варіанту компонування ТМ, який найбільшою мірою задовольняє умові поставленої задачі;

− розробка компонувальної схеми.

Розроблені у даному дослідженні математичні моделі є основою для виконання вказаних завдань.

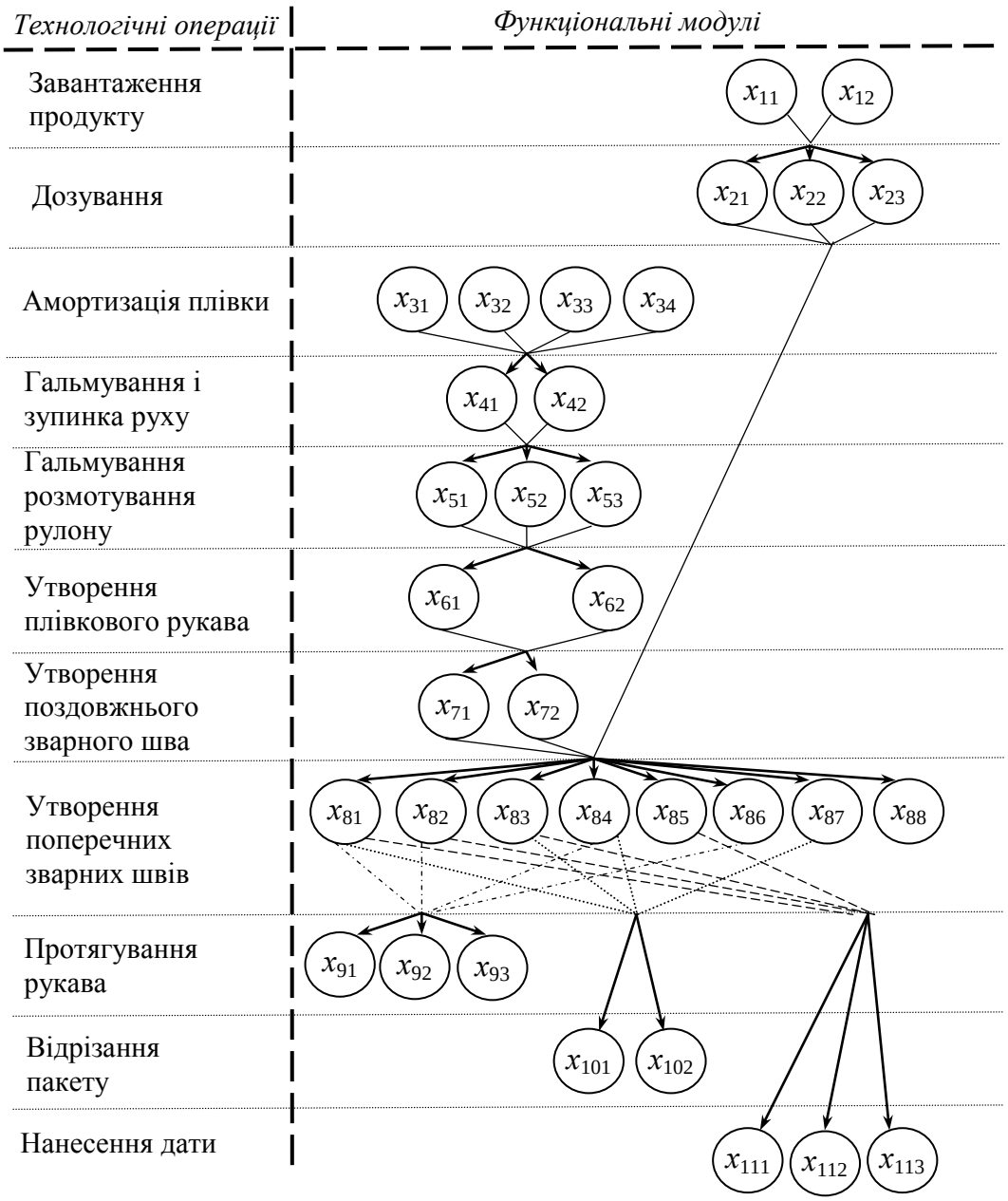


Рис. 4. **Граф логічних зв'язків між функціональними модулями**

Висновки:

1. Запропонована у даній статті методика створення концептуальної моделі дає змогу з максимальним ступенем деталізації здійснити аналіз службової функції проектованого технічного об'єкту, що особливо важливо на ранніх етапах його проектування, коли необхідно врахувати усі функціональні та технологічні особливості, які впливатимуть на якість остаточного результату.

2. Отримана модель використана для узагальненого відображення взаємного розміщення елементів компонування машини, що у сукупності з наведеними типорозмірами функціональних модулів та графом логічних зв'язків між ними, є підгрунтям для розв'язування наступних рівнів задачі оптимізаційного синтезу машини.

3. Декомпозиція службової функції об'єкта проектування також є невід'ємною складовою методу функціонально-вартісного аналізу, тому отримані результати можуть братись за основу для наукових досліджень у цьому напрямку.

© О.М. Залета

Список використаних джерел:

1. Пальчевський Б.О. Основні принципи функціонально-модульного проектування пакувального обладнання / Б.О. Пальчевський // Матеріали науково-практичної конференції “Пакувальна індустрія України”, 22-25 травня 2007 р., м. Алушта. – К.: 2007. – С. 175−189.

2. Пальчевський Б.О. Дослідження технологічних систем (моделювання, проектування, оптимізація): навч. посіб. / Б.О. Пальчевський. – Львів: Світ, 2001. – 232 с.

3. Пальчевський Б.О. Автоматизація технологічних процесів (виготовлення і пакування виробів): навч. посіб. / Б.О. Пальчевський. – Львів: Світ, 2007. – 392 с.

4. Агрегатно-модульне технологічне обладнання: у 3-х част.: навч. посіб. для ВНЗ / Під. ред. Ю.М. Кузнєцова. − Частина 1. Принципи побудови агрегатно-модульного технологічного обладнання. − Кіровоград, 2003. – 422 с.

5. Кіндрацький Б.І., Раціональне проектування машинобудівних конструкцій: монографія / Б.І. Кіндрацький, Г.Т. Сулим – Львів: КІНПАТРІ ЛТД, 2003. – 280 с.

6. Новосельцев В.И. Теоретические основы системного анализа / В.И. Новосельцев. – М.: Майор, 2006. – 592 с.

7. Томашевський В.М. Моделювання систем / В.М. Томашевський. – К.: Видавнича група BHV, 2007. – 352 с.

8. Дэвид А. Марка, Клемент МакГоуэн. Методология структурного анализа и проектирования SADT (Structured Analysis & Design Technique) [Електронний ресурс] / Дэвид А. Марка, Клемент МакГоуэн. – Электронная БИБЛИОТЕКА, 1999. – 284 с. – Режим доступу: http://www.interface.ru/fset.asp?Url=/case/sadt0.htm.

9. Павловский Ю.Н., Смирнова Т.Г. Проблема декомпозиции в математическом моделировании / Ю.Н. Павловский, Т.Г. Смирнова. – М.: Фазис, 1996.

10. Шаповал О.М. Формалізація процедури декомпозиції службової функції при формуванні структури технологічної машини/ Б.О. Пальчевський, О.М. Шаповал // Автоматизация: проблемы, решения: материалы международной научн.-техн. конф. − Севастополь: Изд-во СевНТУ, 2009. – С. 137−139.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2019

© О.М. Залета

УДК 620.193:620.194:620.197

І.Б. Івасенко[1], Х.Р. Задорожна[1], В.М. Посувайло[1], В.А. Винар[1], Г.В. Чумало[1], М.М. Студент[1], Н.Ю. Імбірович[2], С.І. Остап'юк[3], Ю.П. Фещук[2]

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів[1]

Луцький національний технічний університет, Луцьк[2]

Тернопільська спеціалізована школа №7, Тернопіль[3]

ОЦІНКА РОЗПОДІЛУ ВКЛЮЧЕНЬ І ДЕФЕКТІВ ПЛАЗМОЕЛЕКТРОЛІТНИХ І ЛАЗЕРНО-МОДИФІКОВАНИХ ПОКРИТТІВ НА АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ

Були використані для дослідження пористості ПЕО-покриття на сплаві АА2024 методи обробки зображень. Встановлено, що при заданих умовах синтезу мінімальний розмір пор становить S_{min} = 3,086 Е-13 м^2, а максимальний S_{max} = 1,088Е-9 м^2. Відношення площі дефектів до площі поверхні S_{def} / S_{surf} = 0,035, отже, пористість покриття становить 3,5%. Проаналізовано розподіл включень SiC в сплаві АА7075, отриманих методом лазерного модифікування в перпендикулярному і в паралельному напрямку руху лазерного пучка. Визначено, що густина включень відрізняється на 10 – 30% для різних ділянок оброблюваної поверхні.

Ключові слова: *плазмоелектролітна обробка, оксидокерамічні покриття, лазерне модифікування, розмір пор, густина включень.*

И.Б. Ивасэнко, Х.Р. Задорожна, В.М. Посувайло, В.А. Винар, Г.В. Чумало, М.М. Студент, Н.Ю. Имбирович, С.И. Остапьюк, Ю.П. Фещук

ОЦЕНКА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВКЛЮЧЕНИЙ И ДЕФЕКТОВ ПЛАЗМОЕЛЕКТРОЛИТНЫХ И ЛАЗЕРНО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Были использованы для исследования пористости ПЭО-покрытия на сплаве АА2024 обработки изображений. Установлено, что при заданных условиях синтеза минимальный размер пор составляет S_{min} = 3,086 Е-13 м^2, а максимальный S_{max} = 1,088Е-9 м^2. Отношение площади дефектов к площади поверхности S_{def} / S_{surf} = 0,035, следовательно, пористость покрытия составляет 3,5%. Проанализировано распределение включений SiC в сплаве АА7075, полученных методом лазерного модифицирования в перпендикулярном и в параллельном направлении движения лазерного пучка. Определено, что плотность включений отличается на 10 - 30% для разных участков обрабатываемой поверхности.

Ключевые слова: *плазменно-электролитная обработка, оксидокерамические покрытия, лазерное модифицирование, размер пор, плотность включений.*

I.B. Ivasenko, Ch.R. Zadorozhna, V.M. Posuvailo, V.A. Vynar, H.V. Chumalo, M.M. Student, N.Yu. Imbirovych, S.I. Ostapjiuk, Yu.P. Feshchuk

EVALUATION OF THE DISTRIBUTION INCLUDED AND DEFECTS OF PLASMA-ELECTROLYTE AND LASER-MODIFIED COATINGS ON ALUMINIUM ALLOYS

They were used to study the porosity of PEO-coating on the alloy AA2024 image processing methods. It is established that under given conditions of synthesis, the minimum pore size is S_{min} = 3,086 E-13 м^2, and the maximum S_{max} =1,088E-9 м^2. The ratio of the area of defects to thearea ofsurface S_{def}/ S_{surf} = 0,035, hence, the porosity of the coating is 3,5%. The distribution of inclusions of SiC in the AA7075 alloy, obtained by the laser modification method in a perpendicular and in the parallel direction of the laser beam motion, is analyzed. It is determined that the density of inclusions differs by 10 - 30% for different sections of the treated surface.

Key words: *plasma electrolyte treatment, oxideceramic coatings, laser modification, pore size, inclusions density.*

Постановка проблеми. Алюмінієві сплави мають великий потенціал для широкого застосування в різних напрямках. Зокрема, для виготовлення аерокосмічних деталей, автомобілів, поліграфії та багатьох інших областей.

Але поряд зі здатністю знижувати вагу деталей, алюмінієві сплави також мають ряд недоліків, включаючи низьку зносо- і корозійну стійкість. Нові методи покращення цих властивостей включають лазерне модифікування поверхні плазмоелектролітно-оксидуванних покриттів. Вони активно розвиваються в останні десятиліття. Ці способи можуть значно покращити властивості алюмінієвих сплавів.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Процеси плазмоелектроліного оксидування та лазерного модифікування мають складну природу. Перший заснований на пробої первинної оксидної плівки вентильних металів (Al, Mg, Ti, Zr, Ta) розрядним каналом, у якому формується оксидокерамічне покриття [1]. Такі покриття мають складну структуру з великою кількістю пор різного діаметру. Вони впливають на характеристики покриттів [2].

Другий спосіб (лазерне модифікування) – полягає у вдуванні в розплавлений випромінюванням лазера метал різних включень. Зокрема модифікування поверхні алюмінієвих

© І.Б. Івасенко, Х.Р. Задорожна, В.М. Посувайло, В.А. Винар, Г.В. Чумало, М.М. Студент, Н.Ю. Імбірович, С.І. Остап'юк, Ю.П. Фещук

сплавів порошками силіцидів, оксидів, карбідів та іншими сполуками викликає значні технологічні труднощі внаслідок великої різниці їх фізичних властивостей. Вона утруднює рівномірний розподіл зерен порошку у зоні розплавленого металу. Крім цього, необхідно враховувати турбулентні потоки розплавленого металу, нерівномірний розподіл температури, який зумовлює градієнт в'язкості розплаву та швидкоплинність процесу розплавлення і кристалізації сплаву.

Для вибору оптимальних режимів отримання різноманітних покриттів необхідно проводити дослідження їх функціональних властивостей: адгезії, твердості, зносо- і корозійної стійкості та інших. Вони залежать від розподілу включень та дефектів (пор) в покриттях, які виникли в процесі їх утворення. Часто аналіз будови покриттів носить якісний характер, що не дає можливості чітко проаналізувати та порівняти різні структури.

В останні роки активно розробляють методи обробки металографічних зображень. В роботах [2-4] приведено методики дослідження розподілу інтерметалідних включень в алюмінієвих сплавах, пор в оксидокерамічних покриттях на алюмінієвих і магнієвих сплавах.

Постановка завдань. Виходячи з цього метою роботи є дослідження поруватості оксидокерамічного покриття, створеного методом плазмоелектролітного оксидування (ПЕО) на алюмінієвому сплаві АА2024 та розподілу включень SiC у алюмінієвому сплаві АА7075, сформованих методом лазерного модифікування використовуючи методи обробки зображень.

Виклад основного матеріалу. Для формування покриттів використовували алюмінієві сплави АА2024 (Cu – 3.8 ... 4.5; Mg – 1.2 ...1.8; Fe – 0.7; Mn – 0.4 ... 0.8; Al – решта) mass %та АА7075 (Zn – 5.1…6.1; Cu – 1.2 ... 2.0.; Mg – 2.1 ...2.9; Cr – 0.18…0.28;Fe< 0.5; Si ≤ 0.4; Mn ≤ 0.3; Ti≤ 0.2; Al – решта) mass %.

Синтез оксидокерамічних покриттів проводили на установці ІМПЕЛОМ в електроліті складу 3 g/l KOH + 2 g/l $nNa_2O \cdot mSiO_2$, за методикою описаною [5]. Густина струму 10 A/dm^2 , співвідношення катодного до анодного струмів I_c/I_a=1, час синтезу – 10 хвилин. Зразки перед обробкою полірувати до металічного блиску, поверхню промивали та знежирювали спиртом.

Мікрофотографії поверхні зразків були отримані на електронному сканую чому мікроскопі EVO-40XVP за збільшеннязображення×30 та×200.

Для лазерного модифікування поверхні використовували CO_2 лазер (довжина хвилі випромінювання 10,6 μm) з енергією пучка 1,7 kW. Параметри процесу такі: швидкість руху зразка 100 см/хв, захисний газ – аргон, газ порошкового носія – аргон (витрата газу 2,3 –2,5 л / хв). Густина енергії пучка контролюється дистанцією розфокусування. Подача порошку здійснювалася за допомогою пристрою для подачі порошку касетного типу. Використовують частинки SiC фракції F100, F150 і F240 μm.

Зразки нагрівали до температури 260 °C під час обробки. Панорамне зображення армованого шару було зроблено в перпендикулярному і паралельному напрямку руху лазерного променя [6].

Для сегментації лазерно-модифікованої поверхні застосовувався глобальний поріг. Для сегментації зображень оксидокерамічного покриття застосовано інший підхід. Це модифікація методу, запропонованого Ксу [7]. Спочатку ми розрахували поріг сегменації шляхом максимізації міжкласової дисперсії:

$$T_1 = \underset{1 \le T_1 < L}{\arg\max} \left\{ \sigma_b^2(T) \right\} \tag{1}$$

де $\sigma_b^2(T) = P_0(T)(\mu_0(T) - \mu)^2 + P_1(T)(\mu_1(T) - \mu)^2$, $P_0(T), P_1(T)$ - кумулятивні імовірності класів, $\mu_0(T), \mu_1(T)$ - середні значення класів, $\sigma_0^2(T), \sigma_1^2(T)$ - дисперсії двох класів.

Як зазначено поріг Оцу T_1 [8] зміщений у бік центру класу з більшою дисперсією. Тому Ксу повторив процедуру в сегментованому класі з меншою дисперсією. Оскільки розрахункові пори розташовані в канавках, було використано три ітерації алгоритму Оцу в сегментованому класі з меншою дисперсією (див. рис. 1, табл. 1).

© І.Б. Івасенко, Х.Р. Задорожна, В.М. Посувайло, В.А. Винар, Г.В. Чумало, М.М. Студент, Н.Ю. Імбірович, С.І. Остап'юк, Ю.П. Фещук

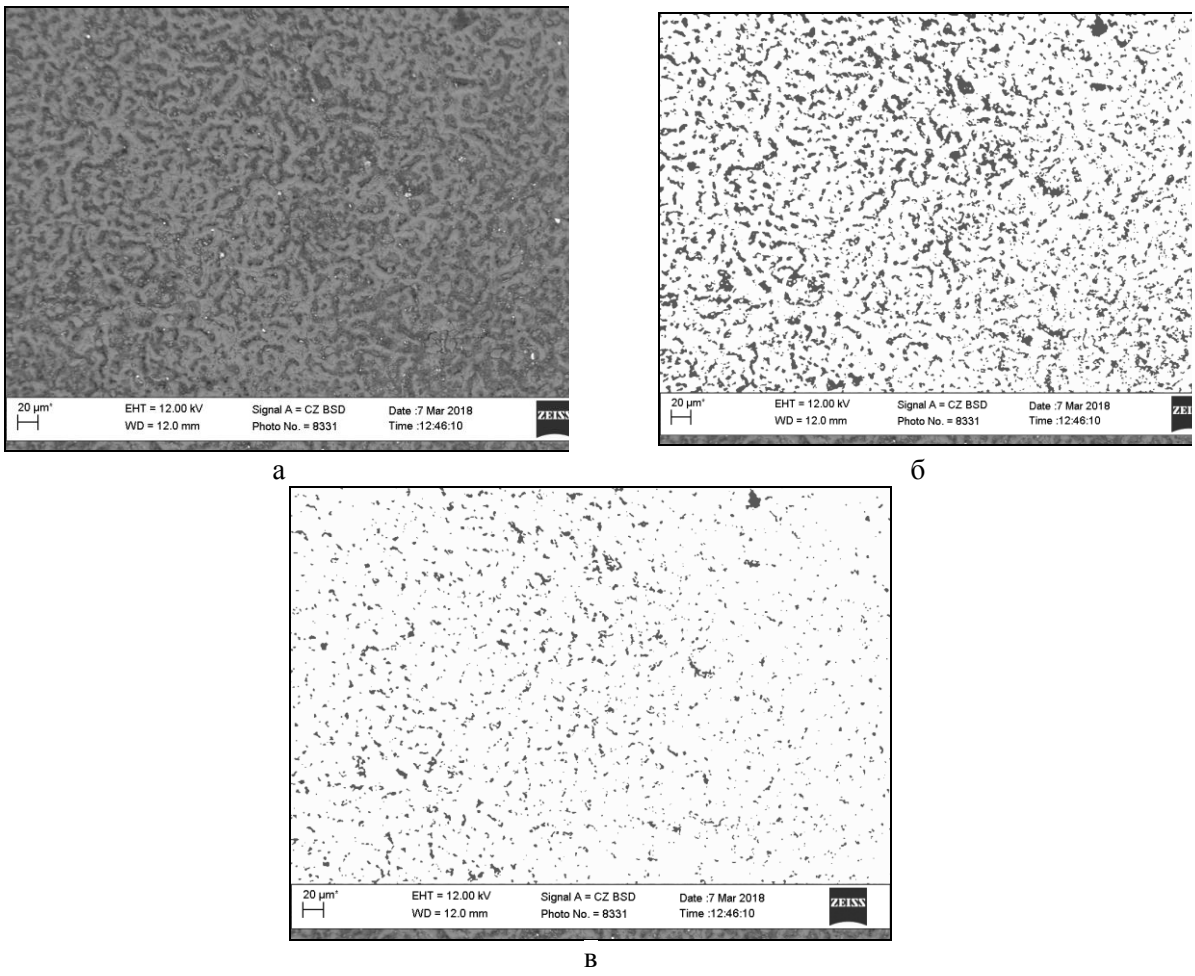


*Рис 1.***Фотографія поверхні оксидокерамічного покриття (а),результат сегментації методом Ксу (б) результат ітераційної сегментації Оцу (в)**

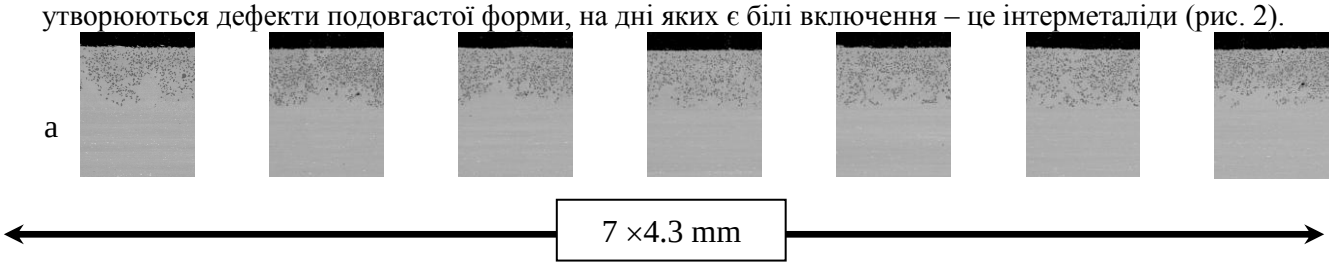
Таблиця 1.

Результати сегментації поверхневих дефектів оксидокерамічних покриттів

параметри / час, min	N	S_{def}, m^2	N/S_{surf}, $1/m^2$	S_{def}/S_{surf}	S_{min}, m^2	S_{max}, m^2
10	9811	5,999E-8	5,757E9	0,03521	3,086E-13	1,088E-9

де N – загальна кількість дефектів; S_{def}- площа дефектів; S_{surf} - площа аналізованої поверхні; N / S_{surf} - густина пор; S_{def}/S_{surf} - відношення площі дефектів до площі аналізованої поверхні; S_{min} – найменший розмір пори; S_{max} - найбільший розмір пори.

Протягом перших 10 хвилин синтезу оксидокерамічних покриттів на поверхні зразків реалізуються мікроіскрові розряди. Вони характеризуються великою кількістю, малим іскровим часом 200 µs і електронною температурою плазми від 8 000 до 10 000 К [5]. На поверхні зразків утворюються дефекти подовгастої форми, на дні яких є білі включення – це інтерметаліди (рис. 2).



© І.Б. Івасенко, Х.Р. Задорожна, В.М. Посувайло, В.А. Винар, Г.В. Чумало, М.М. Студент, Н.Ю. Імбірович, С.І. Остап'юк, Ю.П. Фещук

б

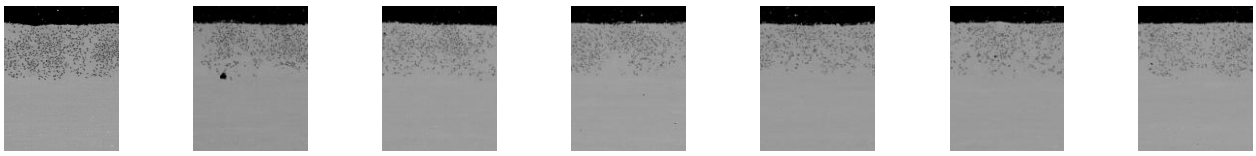
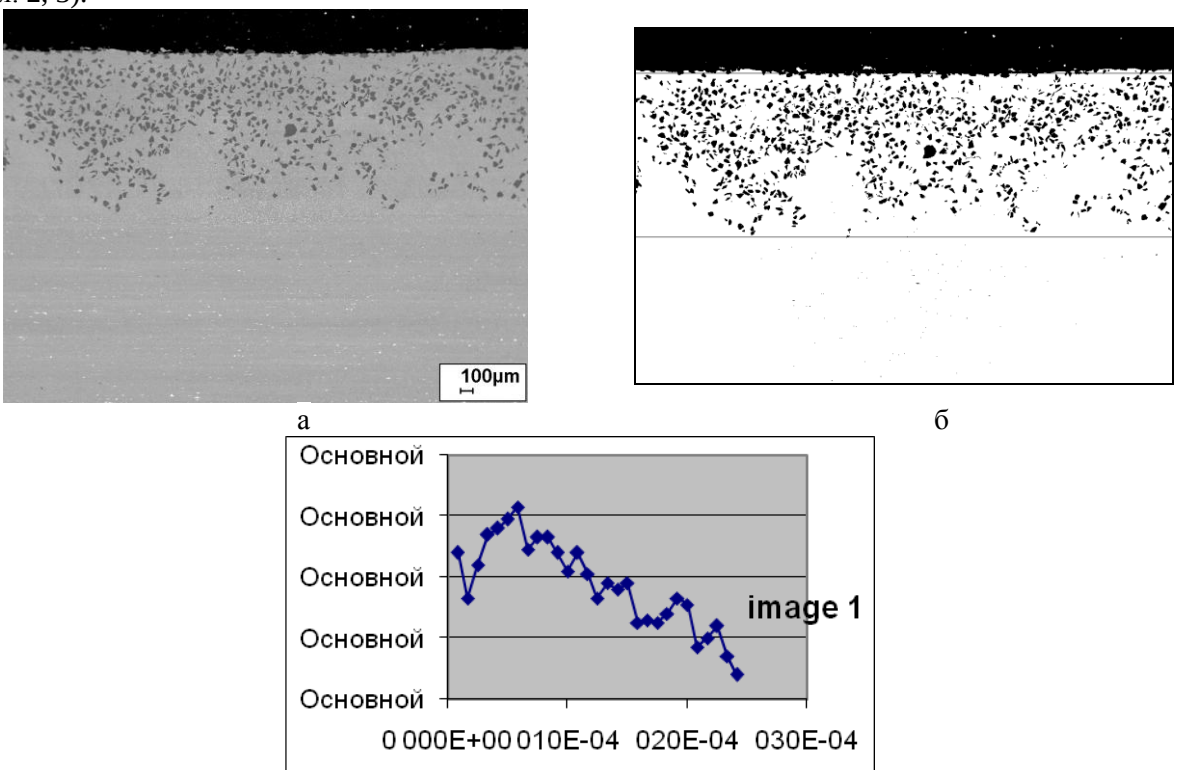


*Рис. 2.***Панорамне зображення перерізу лазерно-модифікованої поверхні сплаву АА7975 частинками SiC в перпендикулярному (а) і паралельному (б) напрямках руху лазерного променя**

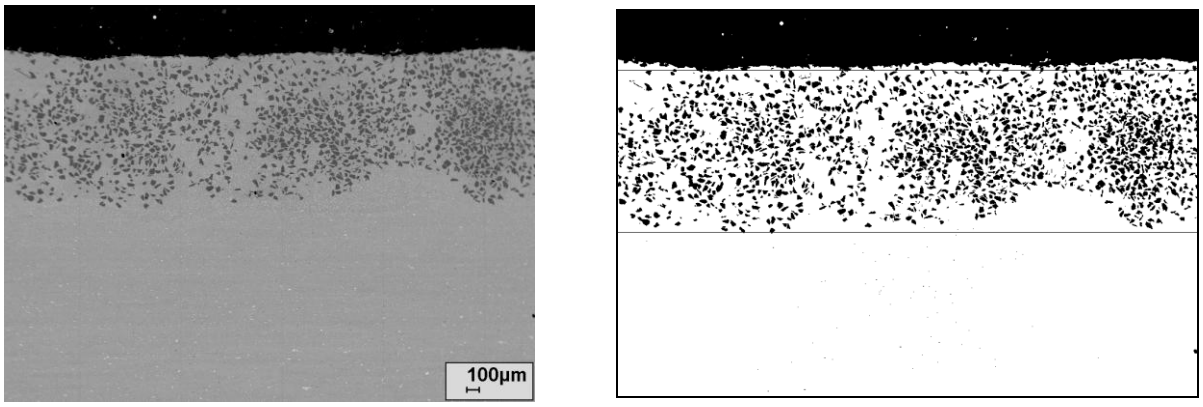
На кожному зображенні була проаналізована однакова площа поверхні = 2.026602E-05 м2 Кількість включень N для різних ділянок поперечного перерізу відрізняється приблизно на 1/3, а їх площа майже вдвічі. Але для армування сплаву були використані порошки з розмірами частинок 45, 82 і 129 мкм. Ці частинки можуть, змінюючи розріз свого об'єму, досягати поверхні поперечного перерізу і, відповідно, давати різний внесок у загальну площу дефектів, що дасть велику похибку в результатах розрахунків. Тому в аналізі краще використовувати параметр числа дефектів N. Його максимальне значення – 1600, мінімальне – 1100. Процентне відношення дефектів до площі аналізованої поверхні для різних фотографій змінюється на 10 – 30% (рис. 3, 4, табл. 2, 3).



а б

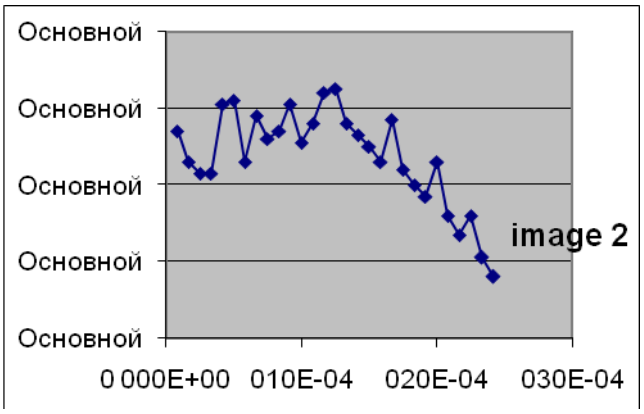
в

*Рис 3.***Вхідне зображення модифікованої поверхні в перпендикулярному напрямку до руху лазерного променя (а), результат бінаризації зображення (б), розподіл частинок SiC по глибині проникнення в алюмінієвий сплав (в)**



© І.Б. Івасенко, Х.Р. Задорожна, В.М. Посувайло, В.А. Винар, Г.В. Чумало, М.М. Студент, Н.Ю. Імбірович, С.І. Остап'юк, Ю.П. Фещук

а б



в

Рис4. **Вхідне зображення модифікованої поверхні в паралельному напрямку до руху лазерного променя (а), результат бінаризації зображення (б), розподіл частинок SiC по глибині проникнення в алюмінієвий сплав (в)**

Таблиця 2.

Результати сегментації частинок SiC у зміцненому шарі в перпендикулярному напрямку руху лазерного пучка, розмір зображення S_{surf} = 2,026602E-05 м^2

parameters / image	*N*	S_{def}, m^2	N/S_{surf}, %	S_{def}/S_{surf}, %
1	1085	2.821785E-06	68.71	13.92
2	1371	3.950499E-06	86.83	19.49
3	1200	3.122053E-06	76.00	15.40
4	1355	3.019070E-06	85.81	14.89
5	1212	2.996432E-06	76.76	14.78
6	1233	2.928795E-06	78.09	14.45
7	1518	3.609954E-06	96.14	17.81

Таблиця 3.

Результати сегментації частинок SiC у зміцненому шарі в паралельному напрямку руху лазерного пучка, розмір зображення S_{surf} = 2,026602E-05 м^2

parameters / image	*N*	S_{def}, m^2	N/S_{surf}, %	S_{def}/S_{surf}, %
1	1579	4.325209E-06	100.00	21.34
2	1218	2.616652E-06	77.14	12.91
3	1079	2.374993E-06	68.33	11.71
4	1130	2.395062E-06	71.56	11.81
5	1207	2.697969E-06	76.44	13.31
6	1184	2.853936E-06	74.98	14.08
7	1143	2.390410E-06	72.39	11.79

Це досить істотно і вказує на нерівномірний розподіл SiC в обсязі армованого сплаву. Ця нерівномірність виникає в результаті складних фізико-хімічних процесів, що відбуваються під час лазерної модифікації шару. Це турбулентні потоки розплавленого металу, нерівномірний розподіл температури, який викликає градієнт в'язкості розплаву, швидкість плавлення і кристалізації сплавів та інші інтерметалічні включення, типові для цього методу. Для рівномірного розподілу твердих включень у армованому матеріалі необхідно використовувати додаткові методи одночасної обробки.

Висновки. Методи обробки зображень були використані для дослідження пористості ПЕО-покриття на сплаві АА2024. Оксидокерамічні покриття мають складну структуру з великою кількістю пор з різними діаметрами. Встановлено, що при заданих умовах синтезу мінімальний розмір пор становить S_{min} = 3,086 E-13 m^2, а максимальний S_{max} = 1,088E-9 m^2. Відношення площі

дефектів до площі поверхні S_{def} / S_{surf} = 0,035, отже, пористість покриття становить 3,5%. Також цим методом проаналізовано розподіл включень SiC в сплаві AA7075, отриманих методом лазерного модифікування в перпендикулярному і в паралельному напрямку руху лазерного пучка. Щільність, розмір і розподіл частинок SiC оцінювали по глибині проникнення в алюмінієвий сплав. Показано, що тверді частинки пронизували метал на глибину 2,3 – 2,4 mm, розподіл по глибині приблизно однаковий для всіх отриманих зображень. Для аналізу краще використовувати густину N/S_{surf} включень у процентному співвідношенні. Вона відрізняється на 10 – 30% для різних ділянок оброблюваної поверхні. Це вказує на нерівномірний розподіл SiC і, відповідно, різні функціональні властивості модифікованого шару. Ці результати свідчать про необхідність додаткової обробки при модифікації сплавів. Метод сегментації зображень дозволяє отримати додаткові дані про структуру матеріалів і може бути використаний для оптимізації технічних умов для створення покриттів.

Список використаних джерел.

1.Yerokhin, A.L., Nie, X., Leyland, A., Matthews, A., Dowey, S.J. Plasma electrolysis for surface engineering. Surface and Coatings Technology 122, 73–93 (1999).

2. Ivasenko, I., Posuvailo, V., Klapkiv, M., Vynar, V., Ostap'yuk, S., Express method for determining the presence of defects of the surface of oxide-ceramic coatings. Materials Science 45(3), 460-464 (2009).

3. Ivasenko, I., Posuvailo, V., Klapkiv, M.: Pore segmentation on oxide-ceramic coating images. Information extraction and processing [in Ukrainian] 38(114), 108-111 (2013).

4. ПосувайлоВ.М., ІвасенкоІ.Б. Аналіз розмірів інтерметалідів та продуктів корозії сплаву АМц// матеріали конференції ОМСПІ 2016 с.176-180.

5. Klapkiv, M. D., Nykyforchyn, H. M., Posuvailo, V. M.: Spectral analysis of an electrolytic plasma in the process of synthesis of aluminum oxide. Materials Science 30(3), 333–343 (1995).

6. Wear and Corrosion Properties of the SiC Reinforced Surface Layers in Magnesium and Aluminium Alloys Obtained by Laser Melt Injection / H.Pokhmurska, B.Wielage, H.Podlesiak, Th.Grund, T.Hoenig, K.-J.Matthes, M.Student, N.Chervinska and H. Zadorozhna // Materials of the Third International Conference on Laser Technologies in Welding and Materials Processing Crimea.– 2007.–P. 112-116.

7. Xu, X., Xu, S., Jin, L., Song, E.: Characteristic analysis of Otsu threshold and its applications. Pattern Recognition Letters 32(7), 956-961 (2011).

8. Otsu, N.: A Threshold Selection Method from Gray-Level Histograms. IEEE TransactionsonSystems, Man, andCybernetics 9(1), 62-66 (1979).

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© І.Б. Івасенко, Х.Р. Задорожна, В.М. Посувайло, В.А. Винар, Г.В. Чумало, М.М. Студент, Н.Ю. Імбірович, С.І. Остап'юк, Ю.П. Фещук

УДК 544.015.35: 004.942

В.В. Каверинський, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк
Інститут проблем матеріалознавства

МОДЕЛЮВАННЯ КІНЕТИКИ ПРОЦЕСІВ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ, ПОВЕРНЕННЯ І ВИДІЛЕННЯ КАРБОНІТРИДНИХ ЧАСТИНОК У МІКРОЛЕГОВАНІЙ СТАЛІ ПІСЛЯ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ АУСТЕНІТУ

Розроблено комп'ютерну модель, що описує процеси повернення і рекристалізації аустеніту у сталях мікролегованих карбонітридоутворюючими елементами. Особливістю моделі є врахування взаємного зв'язку рекристалізації і повернення з виділенням дисперсних частинок. Модель використовується для передбачення відразу декількох характеристик: кінетики рекристалізації, зміни з плином часу щільності дислокацій, зміни середнього розміру деформованого аустенітного зерна, динаміку зміни кількості і середнього розміру карбонітридних частинок, а також їх склад. Врахування стехіометричного складу карбонітридних частинок, який отримується за рахунок термодинамічного розрахунку, є досить суттєвою особливістю нашої моделі, що вирізняє її серед аналогів. У даній роботі представлений приклад використання розробленої моделі для опису структуроутворення при деформаційно-термічній обробці низьковуглецевої сталі.

Ключові слова: *комп'ютерна модель, рекристалізація, повернення, карбонітриди, аустеніт, сталь.*

V.V. Kaverinskiy, Z.P. Sukhenko, G.A. Bagluk

MODELING OF THE KINETICS OF RECRYSTALLIZATION PROCEDURES, RETURN AND PRECIPITATION OF CARBONITRID PARTICLES IN MICRO-ALLOYED STEEL AFTER HOT DEFORMATION OF AUSTENITE

A computer model was developed that describes the processes of the return and recrystallization of austenite in steels of micro-alloyed by carbonitride forming elements. The peculiarity of the model is the consideration of the reciprocal connection of recrystallization and return with the allocation of dispersed particles. The model is used to predict many characteristics at once: recrystallization kinetics, changes over time of dislocation density, changes in the average size of deformed austenitic grains, dynamics of changes in the number and average size of carbonitride particles, as well as their composition. The consideration of the stoichiometric composition of carbonitride particles obtained by thermodynamic calculation is a very significant feature of our model that distinguishes it from analogues. In this paper an example of the use of the developed model for describing the structure formation during thermal-deformation treatment of low carbon steel is presented.

Keywords: *computer model, recrystallization, return, carbonitride, austenite, steel.*

В.В. Каверинский, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ, ВОЗВРАТА И ВЫДЕЛЕНИЯ КАРБОНИТРИДНЫХ ЧАСТИЦ В МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТА

Разработана компьютерная модель, описывающая процессы возврата и рекристаллизации аустенита в сталях микролегированных карбонитридоутвообразующими элементами. Особенностью модели является учет взаимной связи рекристаллизации и возврата с выделением дисперсных частиц. Модель используется для предсказания сразу несколько характеристик: кинетики рекристаллизации, изменения с течением времени плотности дислокаций, изменения среднего размера деформированного аустенитного зерна, динамику изменения количества и среднего размера карбонитридных частиц, а также их состав. Учет стехиометрического состава карбонитридных частиц, получаемый при помощи термодинамического расчета, является достаточно существенной особенностью нашей модели, которая выделяет ее среди аналогов. В данной работе представлен пример использования разработанной модели для описания структурообразования при деформационно-термической обработке низкоуглеродистой стали.

Ключевые слова*: компьютерная модель, рекристаллизация, возврат, карбонитриды, аустенит, сталь.*

Постановка проблеми. У технології деформаційно-термічної обробки сталей визначну роль відіграють процеси рекристалізації деформованого аустенітного зерна. Саме вони ведуть до його подрібнення. У міролегованих сильними карбонітридоутворюючими елементами сталях на цей процес також накладається утворення дисперсних карбонітридних фаз. Ці карбонітриди сповільнюють рекристалізацію, але на кінетику їх виділення впливає щільність дислокації, що залежить від ступеня дефлорації і зменшується за рахунок повернення. Проведення натурних експериментів, здатних врахувати вказані процеси є задачею, яка потребує дорогих досліджень і спеціального обладнання. Таким чином, розробка математичної моделі і її комп'ютерної реалізації, що здатна описати кінетику вказаних процесів представляється актуальною задачею, що здатна суттєво скоротити кількість експериментальних досліджень. При цьому пріоритет віддається фізично класу обґрунтованих математичних моделей, що можуть проникнути у сутність процесів і являють більш гнучкий інструмент у порівнянні з суто емпіричними моделями.

© В.В. Каверинський, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Широковідомими є процеси рекристалізації при яких відбувається зростання зерна. Але процеси рекристалізації, що мають місце при гарячій деформації аустеніту задні вести до подрібнення зерна за рахунок утворення на місці деформованого (сплющеного, витягнутого) зерна великої кількості глобулярних зерен меншого розміру. Цей процес лежить в основі високотемпературної деформаційно-термічної обробки сталі. Розрізняють динамічну, мета динамічну і статичну рекристалізацію.

Динамічна рекристалізація розвивається в процесі деформації матеріалу. У зв'язку з цим, для цього виду рекристалізації потрібні високі температури і низька швидкість деформації. Для початку динамічної рекристалізації необхідна критична ступінь деформації, ε_c, величина якої залежить від температури, швидкості деформації і хімічного складу сталі. У процесах гарячої прокатки даний вид рекристалізації можливий на її чорновій стадії (у чорнових клітях), що характеризується максимальною температурою і низькими швидкостями деформації [1].

Метадинамічна (або постдинамічна) рекристалізація характеризується тим, що динамічна рекристалізація, що почалася при недостатньо високому ступені деформації, проходить не до кінця, а матеріал остаточно рекристалізується в процесі післядеформаційної витримки. Вказаний вид рекристалізації суттєво відрізняється від статичної в силу того, що відразу після деформації у матеріалі вже містяться сформовані зародки рекристалізованих зерен, які в подальшому можуть зростати, забезпечуючи завершення процесу.

Динамічна рекристалізація супроводжується сильним зниженням міцності деформованого матеріалу. ЇЇ розвиток приводить до характерної форми кривих пластичного плину, що мають виражені піки [1]. Формування первинних зародків динамічно рекристалізованих зерен відбувається на границях вихідних зерен аустеніту. Цей факт пояснює залежність величини критичної деформації від розміру вихідного зерна.

Для кількісного опису росту частки динамічно рекристалізованого об'єму в залежності від деформації після досягнення її критичного значення ($\varepsilon > \varepsilon_c$) в роботах [2 – 6] використовують рівняння типу Аврамі наступного виду:

$$X_{DRX} = 1 - e^{-k\cdot(\varepsilon-\varepsilon_c)^n} \quad (1)$$

де k та n – емпіричні параметри, значення яких залежать від температури, швидкості деформації і хімічного складу сталі.

Типове значення параметру n з формули (1) для мікролегованих сталей становить від 1 до 2.

Критична деформація значно залежить від температури, швидкості деформації, хімічного складу сталі і величини зерна аустеніту. В роботі [1] відмічається, що ключовим моментом при створенні дієвої кількісної моделі динамічної рекристалізації є розробка рівнянь для визначення критичної деформації. Це потребує наявності широкої бази експериментальних даних. У більшості робіт величина критичної деформації визначається методом диференціювання кривих пластичного плину, що було вперше запропоновано у роботі [7]. У даному методі визначається напруження σ_c при якому має місце перегин на кривій залежності деформаційного зміцнення від напруження. Потім за знайденим значенням критичного напруження на основі вихідної кривої пластичного плину знаходиться критична деформація. Основна проблема використання цього методу полягає в тому, що прояв перегину на кривих може бути обумовленим інтенсивним динамічним поверненням, а не початком рекристалізації. Докладно цей метод описаний у роботі [2].

Згідно з даними роботи [2], навіть при піковій деформації динамічна рекристалізація знаходиться на досить ранній стадії. Аналогічне розходження рівня критичної деформації, що отриманий методом диференціювання кривих пластичного вплину з даними, що отримані на основі металографічних досліджень, відмічається в ряді робіт.

У роботі [1] вказується наявність прямої пропорційності між критичною і піковою деформаціями:

$$\varepsilon_c = \alpha\cdot\varepsilon_p \quad (2)$$

де α – постійний коефіцієнт, що може становити від 0,75 до 0,90.

Моделей для розрахунку пікової деформації, на основі якої розраховують величину критичної деформації є не досить багато. У роботі [1] наводиться рівняння (3):

$$\varepsilon_p = A_\varepsilon \cdot \Psi_\varepsilon(Y_{AE}) \cdot D_{\gamma 0}^p \cdot Z^q \quad (3)$$

де $D_{\gamma 0}$ – початковий розмір зерна аустеніту; Z – параметр Зінера-Холломона; $\Psi_\varepsilon(Y_{AE})$ – функція хімічного складу сталі; p, q – чисельні параметри.

Для розрахунку параметру Зінера-Холломона існує наступне рівняння (4) [1]:

© В.В. Каверинський, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot e^{\frac{Q_d}{R \cdot E}} \quad (4)$$

де $\dot{\varepsilon}$ – швидкість деформації; Q_d – ефективна енергія активації процесу деформацій, що залежить від хімічного складу.

Існує ряд робіт, у яких наводяться формули для розрахунку пікової деформації. Наприклад, у роботі [8] спираючись на експериментальні дані отримано вираз (5):

$$\varepsilon_p = 2{,}09 \cdot 10^{-3} \cdot (1 + 20 \cdot (w_{Nb} + 0{,}02 \cdot w_{Ti} + 0{,}18 \cdot w_{Mo})) \cdot D_{\gamma 0}^{0{,}147} \cdot Z^{0{,}155} \quad (5)$$

де w_X – вміст елементу X; $D_{\gamma 0}$ – розмір зерна, мкм

У роботі [9] наведено дещо інші формули (6, 7):

$$\varepsilon_p = 1 \cdot 10^{-4} \cdot D_{\gamma 0}^{0{,}5} \cdot Z^{0{,}096} \cdot (1{,}42 + 25 \cdot w_{Nb}^{eff} + 4{,}16 \cdot w_{Nb}^{eff\,0{,}6})_{eff}^{0{,}6} \quad (6)$$

$$\varepsilon_c = (0{,}8 + 7{,}21 \cdot w_{Nb}^{eff} - 2{,}25 \cdot w_{Nb}^{eff\,0{,}4}) \cdot \varepsilon_p \quad (7)$$

де $w_{Nb}^{eff} = w_{Nb} + 0{,}33 \cdot w_{Ti}$ - ефективний вміст Nb, з поправкою на вміст Ti.

Також у даній роботі було отримано емпіричну залежність (8) енергії активації деформації від хімічного складу сталі. Розраховані на її основі значення можуть бути використані у формулі (4).

$$Q_d = 267 - 85 \cdot w_C + 48 \cdot w_{Si} + 65 \cdot w_{Mn} + 550 \cdot w_{Nb}^{eff\,0{,}6} \text{ (кДж/моль)} \quad (8)$$

Однак невелика база вихідних даних знижує надійність вищенаведених емпіричних залежностей.

Масштабні системні експериментальні дослідження динамічної рекристалізації проведені в роботах [10 – 12]. Для розрахунку частки рекристалізованого об'єму використано вираз (9):

$$X_{DRX} = 1 - e^{-k \cdot \left(\frac{\eta - \alpha \cdot \varepsilon_p}{\varepsilon_p}\right)^{m'}} \quad (9)$$

де k, m – емпіричні параметри моделі, що залежать від температури, швидкості деформації і хімічного складу сталі. Значення параметру α складає приблизно 0,95.

Для розрахунку параметрів k і m у роботі [12] запропоновані формули (10 і 11):

$$k = 0{,}5974 \cdot e^{1.2333\left(\frac{Z}{A}\right)^{-0{,}5}} \quad (10)$$

$$m' = 1{,}0901 \cdot e^{0{,}264\left(\frac{Z}{A}\right)^{0{,}5}} \quad (11)$$

Параметр A залежить від хімічного складу. Для нього було запропоновано наступну емпіричну залежність (12):

$$A(c^{-1}) = (12{,}197 + 65{,}59 \cdot w_C - 49{,}052 \cdot w_{Nb}) \cdot e^{7{,}07610^{-5} \cdot Q_d} \quad (12)$$

Діаметр рекристалізованого зерна, з достатньо хорошою точністю обчислюється за формулою (13) з роботи [12]:

$$D_{DRX} = 38{,}26 \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^{-0{,}08} \quad (13)$$

Сукупність процесів релаксаційної перебудови мікроструктури деформованого металу, що передує рекристалізації називають поверненням. Воно не веде до утворення нових ректисталізованих зерен, але при ньому відбувається зниження щільності дислокацій, а також формування дислакоційних конфігурацій зі зниженою енергією [14]. За допомогою фізично обґрунтованих теоретичних кількісних моделей повернення описане доволі мало. Зокрема у роботі [14] наводяться рівняння (14, 15), які дозволяють описати зміну щільності дислокацій і зміну границі текучості у ході процесу повернення. Рівняння мають вигляд:

$$\sigma - \sigma_y = M \cdot \alpha_r \cdot \mu \cdot b \cdot \sqrt{\rho_d} \quad (14)$$

де σ_y – границя текучості; M – фактор Тейлора; μ – модуль зсуву; b – модуль вектора Бюргерса; α_r – емпіричний параметр $\alpha_r \approx 0{,}15$.

$$\frac{d(\sigma - \sigma_y)}{dt} = -\frac{64 \cdot (\sigma - \sigma_y)^2 \cdot v_d}{9 \cdot M^3 \cdot \alpha_r^2 \cdot E} \cdot e^{\frac{U}{R \cdot T}} \cdot \sinh\left(\frac{(\sigma - \sigma_y) \cdot V_a}{RT}\right) \quad (15)$$

де U_a – енергія активації процесу повернення; V_a – об'єм повернення; v_d – частота Дебая; E – модуль Юнга.

Після завершення деформації в металі можливі процеси статичної рекристалізації [1]. Такий вид рекристалізації розвивається, наприклад, у паузах між деформаціями при прокатці чи куванні. Зародження нових зерен, як і в більшості випадків, в ході даного процесу має місце на дефектах кристалічної будови (це на сам перед висококутові границі), поблизу яких в результаті пластичної деформації утворюються області з високими градієнтами кристалографічних орієнтувань [15]. В роботі [16 відзначається, що нові зерна зароджуються на границях вихідних, а їх ріст відбувається в сторону зерен з більш високою щільністю дислокацій. При великих деформаціях зародження рекристалізованих зерен може відбуватися також в об'ємі зерен за рахунок формування фрагментованої мікроструктури [16].

Швидкість зростання рекристалізованих зерен є фактично швидкістю переміщення їх границь [15]. Зниження рушійного тиску рекристалізації за рахунок повернення знижує швидкість зростання рекристацізованих зерен.

Кінетика статичної рекристалізації найбільш часто описується з використанням рівняння (16) [1]:

$$X_{SRX}(t) = 1 - e^{-0{,}693\left(\frac{y}{t_{50}}\right)^n} \tag{16}$$

де $X_{SRX}(t)$ – частка рекристалізованого об'єму; t – час ізотермічної витримки матеріалу після пластичної деформації; t_{50} – час рекристалізації половини об'єму; n – емпіричний параметр.

Залежність часу, за який відбувається рекристалізація половини об'єму, від температури параметрів деформації і зерна аустеніту описується рівнянням (17) [17 – 19]:

$$t_{50} = A_{SRX} \cdot \varepsilon^p \cdot v^q \cdot D_{\gamma 0}^s \cdot e^{\frac{Q_{SRX}}{R \cdot T}} \tag{17}$$

де ε – ступінь деформації; v – швидкість деформації; $D_{\gamma 0}^s$ – розмір вихідного зерна аустенітна; Q_{SRX} – ефективна енергія активації процесу; A_{SRX}, p, q – емпіричні параметри.

Для значення енергії активації процесу в роботі [19] отримана емпірична залежність від хімічного складу, що має наступний вигляд (18):

$$Q_{SRX} = 148636{,}8 - 71981{,}3 \cdot w_C + 56537{,}0 \cdot w_{Si} + 21180{,}0 \cdot w_{Mn} + 121243{,}3 \cdot w_{Mo} + \\ + 64469{,}6 \cdot w_V + 109731{,}9 \cdot w_{Nb} \text{ (Дж/моль)} \tag{18}$$

де w_X – вміст елементу X (мас %).

У роботах [20 – 22] також виділяють метадинамічну рекристалізацію. Цей її вид зводиться до зростання зародків, що утворюються у процесі деформації. Метадинамічна рекристалізація практично не має інкубаційного періоду і протікає відносно швидко. На її кінетику впливають швидкість і температура деформації, практично незалежно від розміру зерна [1].

Постановка завдань. У роботі поставлено мету створити комп'ютерну модель, що описує кінетику процесів рекристалізації деформованого аустаніту у сталях, мікролегованих сильними карбонітридоутворюючими елементами і продемонструвати її роботу на прикладі марганцевмісної низько вуглецевої сталі мікролегованої ніобієм.

Коротка сутність математичної моделі. Частка об'єму, подовженого об'єму рекристалізованого металу [23] на даний момент часу описується рівнянням (19):

$$X_{ext}(t) = N_{rex} \cdot \left(\int_0^t M_{GB}^{rex} \cdot P_{rex}(\tau) \cdot dt \right)^3 \tag{19}$$

де N_{rex} – об'ємна щільність зародків ре кристалізованих зерен; M_{GB}^{rex} – рухливість границь зерен; $P_{rex}(\tau)$ – рушійна сила («тиск») рекристалізації.

Значення дійсного об'єму ре кристалізованого металу обраховується через значення подовженого за формулою 20 з роботи [24]:

$$X(t) = 1 - \exp(-X_{ext}(t)) \tag{20}$$

Рушійна сила рекристалізації є щільністю надлишкової енергії деформованого металу, що пов'язана зі щільністю дислокацій формулою (21) з роботи [1]:

$$P_{rex}(t) = 0{,}5 \cdot \mu \cdot b^2 \cdot \rho_d(t) \tag{21}$$

де μ – модуль зсуву; b – модуль вектора Бюргерса.

© В.В. Каверинський, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк

Щільність дислокацій сама пов'язана з об'ємом ре кристалізованого металу і обраховується за формулою (22) з роботи [1]:

$$\rho_d(t) = \alpha_{d1} \cdot \bar{\rho}_d \cdot (1 + \alpha_{d1}^{-1} \cdot \exp(-\alpha_{d2} \cdot X(t)) \quad (22)$$

$\bar{\rho}_d$ – середня щільність дислокацій; α_{d1} та α_{d2} – параметри моделі; $X(t)$ – частка ре кристалізованого на даний момент часу металу.

Середня щільність дислокацій розраховувалася за формулою (23) з роботи [25]:

$$\bar{\rho}_d = \left(\frac{\sigma - \sigma_y}{\alpha_p \cdot M \cdot \mu \cdot b} \right)^2 \quad (23)$$

де σ – напруження пластичного плину (може бути розраховане залежно від температури і параметрів деформації); σ_y – межа текучості; M – фактор Тейлора; α_p – параметр моделі; μ – модуль зсуву.

Об'ємна щільність зародків рекристалізованих зерен розраховувалася за формулою (24) з роботи [23]:

$$N_{rex} = \frac{\alpha_{rex}^{*} \cdot P_{rex}^2(t=0)}{D_{\gamma 0}} \quad (24)$$

де $D_{\gamma 0}$ – середній розмір вихідного зерна аустеніту; α_{rex}^{*} – параметр моделі.

Розрахунок рухливості границь ре кристалізованих зерен розраховували за формулою (25) з роботи [1]:

$$M_{GB}^{rex}(T; Y_{AE}) = M_0^{rex} \cdot \exp\left(\frac{S_{GG}^{rex}(Y_{AE})}{R} \right) \cdot \exp\left(-\frac{Q_{GG}^{rex}(Y_{AE})}{RT} \right) \quad (25)$$

де $S_{GG}^{rex}(Y_{AE})$ – зміна ентропії; $Q_{GG}^{rex}(Y_{AE})$ – енергія активації процесу;

Для моделювання зміни щільності дислокацій за рахунок повернення використовували диференціальне рівняння (15).

Іншою важливою складової розробленої математичної моделі є опис зародження і зростання частинок карбонітридів. В моделі вважалося, що дислокації, що утворюються підчас пластичної деформації однорідно розподілені по об'єму і утворюють тривимірну сітку. Вузли цієї сітки є місцями зародження карбонітридних частинок. Форма частинок приймалася для спрощення розрахунку сферичною. Вирішальним фактором для кінетики зародження і зростання цих частинок є дифузія карбідо- і нітридоутворюючих елементів (Ti, Nb, V, Zr, Al). Особливістю нашої моделі є розрахунок складу карбонітридних частинок, що здійснюється за методом, розробленим і викладеним у наших роботах [26 – 28].

Швидкість зародження карбонітридних частинок описується формулою (26) з роботи [29]:

$$\left. \frac{dN}{dt} \right|_{nucl} = N_n \cdot Z \cdot \beta \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_c}{RT} \right) \quad (26)$$

де N – число частинок в одиниці об'єму; t – час; N_n – об'ємна щільність потенційних місць зародження; Z – фактор зельдовича; β – швидкість приєднання атомів карбонітридоутворюючого елементу до зародка критичного розміру; ΔG_c – термодинамічний бар'єр зародження; T – температура; R – газова постійна.

Фактор β обчислюється за формулою (27) з роботи [30]:

$$\beta = \frac{4 \cdot \pi \cdot R_c^2 \cdot D \cdot X}{a_\gamma^4} \quad (27)$$

де D – коефіцієнт дифузії атомів карбонітридоутворюючого елементу в аустеніті; X – молярна концентрація карбонітридоутворюючого елементу в аустеніті на даний час; a_γ – параметр гратки аустеніту; R_c – радіус зародка.

Коефіцієнт дифузії і параметр гратки залежать від температури і хімічного складу. Радіус критичного зародку визначається формулою (28) з роботи [31]:

$$R_c = -\frac{2\gamma_{p/\gamma}}{\Delta G_p} \quad (28)$$

де $\gamma_{p/\gamma}$ – питома енергія поверхні розділу частка/матриця.

Фактор Зельдовича виражає питому енергію Гіббса, що припадає на елементарний об'єм сполуки карбонітриду, необхідний для визначення його стехіометричного складу [31].

Згідно роботі [32] початкове значення щільності місць зародження дисперсних частинок пов'язане з щільністю дислокацій співвідношенням (29):

$$N_{n0} = 0{,}5 \cdot \rho_d^{1,5} \tag{29}$$

Поточна кількість потенційних місць зародження падає по мірі проходження процессу утворення частинок.

Процес зростання частинок можна поділити на два етапи. На першому етапі зростання йде за рахунок притоку нового матеріалу з твердого розчину. По мірі вичерпування карбонітридоутворюючих елементів у твердому розчині і наближення стану до рівноваги включаються процеси оствальдівського дозрівання – збільшення розміру крупніших частинок за рахунок переходу до них речовини з дрібніших. На першому етапі може спостерігатися збільшення кількості частинок (якщо потенційні місця зародження ще не вичерпано). На другому етапі загальна кількість частинок зменшується.

Швидкість зростання частинки на першому етапі описується рівнянням (30) з роботи [23]:

$$\left.\frac{d\bar{R}}{dt}\right|_{nucl} = \frac{D_{eff}}{\bar{R}} \cdot \frac{X - X_{eq} \cdot \exp\left(\frac{R_0}{\bar{R}}\right)}{\alpha_p \cdot X_p - X_{eq} \cdot \exp\left(\frac{R_0}{\bar{R}}\right)} + \frac{1}{N} \cdot \frac{dN}{dt} \cdot (R_c^* - \bar{R}) \tag{30}$$

де X – фактична молярна концентрація карбонітридоутворюючого елементу в аустеніті; X_{eq} – рівноважна молярна концентрація карбонітридоутворюючого елементу в аустеніті; X_p – молярна частка атомів карбонітридоутворюючого елементу у сполуці; α_p – відношення атомних об'ємів в аустеніті і частинці корбо нітриду; R_0 – капілярний радіус; R_c^* – ефективний критичний радіус.

В моделі вважалося, що ефективний коефіцієнт дифузії D_{eff} має дві складові – об'ємна дифузія і дислокаційна (трубочна) дифузія. Таким чином, ефективний коефіцієнт дифузії обчислюється за формулою (31):

$$D_{eff} = \pi \cdot R_d^2 \cdot \rho_d \cdot D_{pipe} + (1 - \pi \cdot R_d^2 \cdot \rho_d) \cdot D \tag{31}$$

де D_{pipe} – коефіцієнт дислокаційної дифузії; D – коефіцієнт об'ємної дифузії; R_d – радіус ядра дислокації.

На стадії оствальдівського дозрівання зміна середнього радіусу дисперсних частинок описується рівнянням (32), а супутнє зменшення їх кількості рівнянням (33) з роботи [31]:

$$\left.\frac{d\bar{R}}{dt}\right|_{coars} = \frac{4}{27} \cdot \frac{X}{\alpha_p \cdot X_p - X_{eq}} \cdot \frac{R_0 D_{eff}}{\bar{R}^2} \tag{32}$$

$$\left.\frac{dN}{dt}\right|_{coars} = \frac{4}{27} \cdot \frac{X}{\alpha_p \cdot X_p - X_{eq}} \cdot \frac{R_0 \cdot D_{eff}}{\bar{R}^3} \cdot \left[\frac{R_0 X}{\bar{R} \cdot (X_p - X_{eq})} \cdot \left(\frac{3}{4 \cdot \pi \cdot \bar{R}^3} - N\right) - 3 \cdot N\right] \tag{33}$$

Як зазначалося раніше, виділення карбонітридних частинок впливає на хід процесу рекристалізації. Це обумовлено декількома причинами. По-перше, падіння у твердому розчині концентрації карбонітиродоутворюючих елементів і вуглецю за рахунок виділення частинок змінює ефективну рухливість границь зерен. По-друге, виділення дисперсних частинок змінює рушійний «тиск» рекристалізації. Це виражається формулою (34) з роботи [1]:

$$P_{rex}^*(t) = P_{rex}(\rho_d(t)) - P_Z(t)$$

де $P_Z(t)$ – тиск Зинера, що має вигляд (35):

$$P_Z(t) = \frac{3 \cdot \gamma_{GB} \cdot f(t)}{\bar{R}(t)}$$

де $f(t)$ – об'ємна частка частинок карбонітриду; $\bar{R}(t)$ – середній радіус частинок; γ_{GB} – питома енергія границь ре кристалізованих зерен.

По-третє, утворення дисперсних частинок на дислокаціях призводить до їх закріплення, що гальмує процес повернення. Так, швидкість повернення знижується з ростом числа вузлів, зайнятих частинкою крабонітриду і стане нульовою, у разі якщо всі вузли будуть зайняті.

Представлена вище формалізація є лише коротким оглядом розробленої моделі, що не вдається у подробиці розрахунку окремих параметрів, що входять у рівняння, і застосування методів обчислювальної математики для реалізації розрахунків. Але вона дає загальне уявлення про прийнятий підхід.

© В.В. Каверинський, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк

Приклад розрахунку за розробленою математичною моделлю. Розглянемо процеси рекристалізації при гарячій деформації сталі, склад якої наведено в у таблиці 1. Розгадалися випадки деформації при 1000 і 900 ºС. Ступінь деформації була прийнята 30 %, швидкість деформації сановила 3,5 $с^{-1}$. Розмір початкового зерна аустеніту складав 120 мкм. Моделювання проводилося з кроком за часом, що дорівнював 0,1 с.

Таблиця 1.

Хімічний склад сталі (мас. %)

Fe	C	Mn	Si	Mo	Ti	V	Nb	Zr	Al	N
основа	0,1	1,20	0,25	0,01	0,015	0,02	0,045	0,002	0,002	0,006

На рисунку 1 наведені отримані в результаті моделювання кінетичні криві, що показують зміну частки ре кристалізованого металу з плином часу. Ми бачимо, що при більш високій температурі (1000 ºС) процес рекристалізації завершується набагато швидше – приблизно за 100 с. При температурі 900 ºС даний процес потребує для свого завершення майже в чотири рази більше часу.

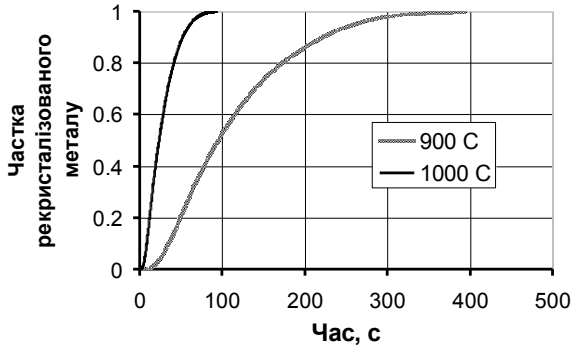


Рис. 1. **Кінетика рекристалізації аустеніту при 900 ºС і 1000 ºС**

Теж саме стосується і кінетики повернення (рисунок 2). В обох випадках можна зазначити уповільнення процесу з плином часу – крива стає більш пологою. При більш низькій температурі (вважається що деформація відбувається при ній) створюється байже у півтора рази більша початкова щільність дислокацій.

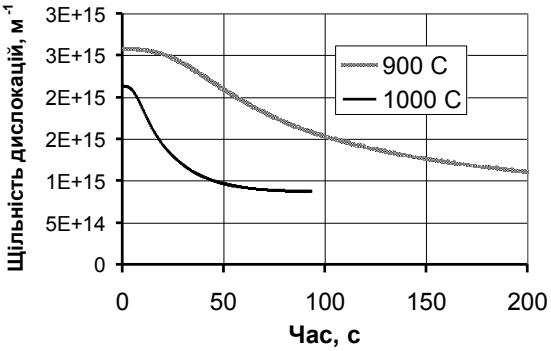


Рис. 2. **Кінетика повернення при 900 ºС і 1000 ºС**

Як зазначалося раніше, саме процеси рекристалізації деформованого аустеніту лежать в основі механізму подрібнення зерна в ході деформаційно-термічної обробки. Результат моделювання даного явища наведено на рисунку 3. Криві мають характер уповільнення з плином часу. Особливо це видно на кривій, що відповідає більш високотемпературному процесу. Доходячи до розміру близько 70 мкм подальше подрібнення суттєво уповільнюється.

Модель також дозволяє отримати результати щодо кінетики виділення карбонітридних частинок. З термодинамічного розрахунку слідує, що в даній сталі при вказаних температурах можливо утворення карбонітридів ніобію і титану, незначної кількості нітридів цирконію і алюмінію (вміст цих елементів у твердому розчині дуже малий). Приблизний склад карбонітридів, що утворюються при 900 ºС становить $NbC_{0,81}N_{0,19}$ та $TiC_{0,58}N_{0,42}$. При 1000 ºС утворюються

© В.В. Каверинський, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк

карбонітриди наступного складу: $NbC_{0,39}N_{0,61}$ та $TiC_{0,14}N_{0,86}$. Нижче кінетика виділення проілюстрована тільки для карбонітридів титану і ніобію як основних.

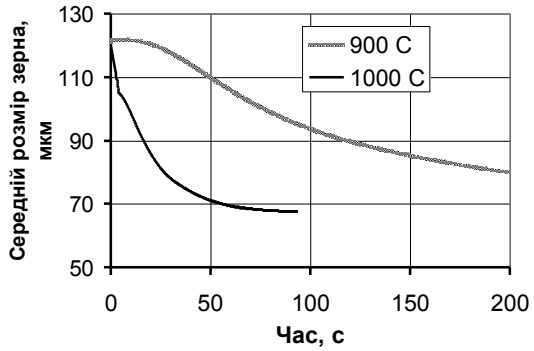
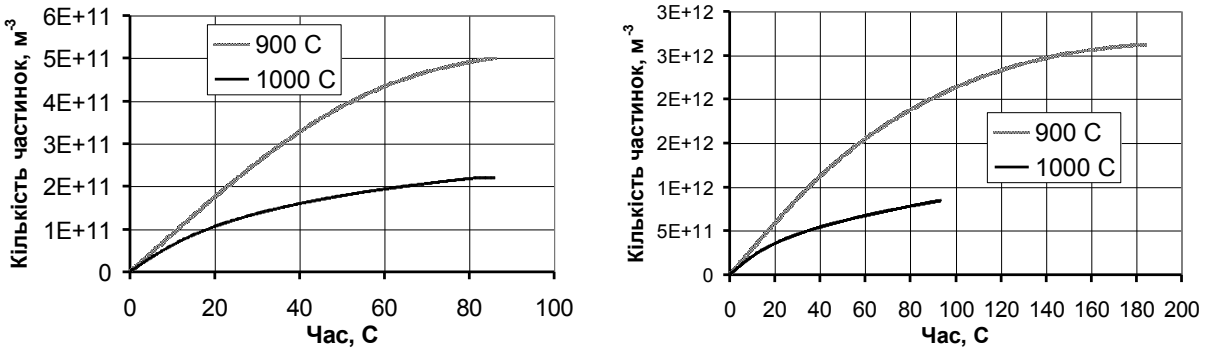


Рис. 3. **Зміна середнього розміру зерна в ході рекристалізації деформованого аустеніту при 900 ºС і 1000 ºС**

На рисунку 4 показано зміну з плином часу кількості частинок крабонітридів титану і ніобію в одному $м^3$ матеріалу. Так ми бачимо, що при нижчій температурі утворюється значно більша кількість частинок. Кількість частинок Nb(CN) майже на порядок більша. Це обумовлено, з одного боку, більшим вмістом ніобію у твердому розчині на початку процесу, з іншого боку, дрібнішими частками Nb(CN) – рисунок 5. Збільшення кількості частинок, що виділяються при зниженні температури обумовлюється, по-перше, більшим пересиченням твердого розчину, що веде до більш інтенсивного зародкоутворення, по-друге, повільнішим зростанням частинок – матеріал скоріше іде на утворення нової частинки ніж на зростання вже існуючої.



а)

Рис. 4. **Зміна з плином часу кількості частинок Ti(CN) – (а) та Nb(CN) – (б) при 900 ºС і 1000 ºС**

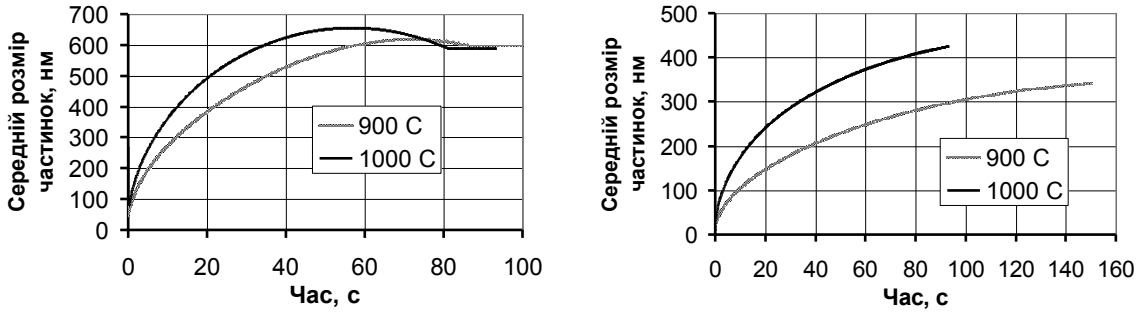


Рис. 5. **Зміна з плином часу середнього розміру частинок Ti(CN) – (а) та Nb(CN) – (б) при 900 ºС і 1000 ºС**

Як видно з рисунку 5, при нижчій температурі зростання частинок йде повільніше. У випадку Nb(CN) це приводить до формування дрібніших частинок. Результуючий середній розмір

частинок Ti(CN) майже не відрізняється при обох температурах. Але такий результат обумовлений в першу чергу інтенсивним утворенням частинок Ti(CN) на кінцевих етапах виділення при 1000 ºС при одночасному уповільненні зростання. Це в свою чергу привело до деякого зменшення середнього розміру частинок Ti(CN). Слід зазначити, що мова йде про зменшення середнього розміру частинок, це не означає що частинки зменшувалися, просто з'являлася велика кількість дрібніших частинок. Частинки Nb(CN) виходять дещо дрібнішими ніж частинки Ti(CN), особливо при нижчій температурі.

Висновки.

Розроблено комп'ютерну модель, що дозволяє розрахувати хід процесів повернення і рекристалізації деформованого аустеніту у сталях, комплексно мікролегованих сильними карбонітридоутворюючими елементами. Модель також дозволяє отримати характеристики структури і інформацію про кінетику зародження і зростання карбонітридних частинок.

За допомогою розробленої моделі проведено приклад розрахунку рекристалізації у низьковуглецевій мікролегованій сталі з підвищеним вмістом марганцю. Прдемонстровано моделювання впливу температури на рекристалізацію, повернення і утворення крабонітридних частинок. Показано, що при збільшенні температури процеси рекристалізації і повренення ідуть швидше, в той же час, більш низькі температури дозаодяють отримати більш дисперсний карбонітрид ніобію. Показано, що ніобій, особливо при низькій температурі, утворюю майже вдвічі дрібніші карбонітридні частинки у порівнянні з титаном. Температура виділення суттєво впливає на склад карбонітридів титану і ніобію – при зниженні температури в них зростає частка вуглецю. Отримані результати не суперечать відомим фактам.

Застосування даної моделі представляється корисним при розробці і аналізі процесів деформаційно-термічної обробки мікролегованих сталей.

Список використаних джерел:

1. Соколов С. Ф. Исследование и моделирование эволюции микроструктуры и сопротивления деформации сталей при горячей обработке давлением: дис. канд. техн. наук: 05.16.05, 05.16.01 / Соколов Семён Фёдорович – Санкт-Перегбург, 2013. – 216 с.

2. Pereda B. Effect of Mo on Dynamic Recrystallization Behavior of Nb–Mo Microalloyed Steels / B. Pereda, A.I. Fernandez, B. Lopez, J.M. Rodrigez // ISIJ Int. – 2007. – V. 47. – №6. – P. 860–868.

3. Jonas J.J. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization / J.J. Jonas, X. Quelennec, L. Jiang, E. Martin // Acta Mater. – 2009. – V. 57. – P. 2748–2756.

4. Quelennec X. A New Approach to Modelling the Flow Curve of Hot Deformed Austenite / X. Quelennec, N. Bozzolo, J.J. Jonas, R. Loge // ISIJ Int. – 2011. – V. 51. – №6. – P. 945–950.

5. Jafari M. Correlation between Zener-Hollomon parameter and necklace DRX during hot deformation of 316 stainless steel / M. Jafari, A. Najafizadeh // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – V. 501. – P. 16–25.

6. Zhang. Z. The effect of Nb on recrystallization of a Nb micro-alloyed steel / Z. Zhang., Y. Liu, X. Liang, S. Yuan // Mater. Sci. Eng. A. – 2008. – V. 474. – P. 254–260.

7. Ryan N. D., McQueen H. J. // Can. Metall. Q. −1990.−V.29.− P.147.

8. Fernandez A.I Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb-Ti microalloyed steels / A.I. Fernandez, P. Uranga, B. Lopez, J.M. Rodrigez-Ilabe // Mater. Sci. Eng. A. – 2003. – V. 316. – P. 367–376.

9. Liqiang M. Dynamic Recrystallization Behavior of Nb-Ti Microalloyed Steels / M. Liqiang, L. Zhenyu, J. Sihai, Y. Xiangqian // Journal of Wuhan University of Technology. – 2009. – P. 190–196.

10. Medina S.F. Modeling of the Dynamic Recrystallisation of Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels / S.F. Medina, C.A. Hernandez // Acta Mater. – 1996. – V. 44. – P. 165–171.

11. Medina S.F. The Influence of Chemical Composition on Peak Strain of Deformed Austenite in Low Alloy and Micro-alloyed Steels / S.F. Medina, C.A. Hernandez // Acta Mater. – 1996. – V. 44. – №1. – P. 149–155.

12. Medina S.F. General Expression of the Zener-Hollomon Parameter as a Function of the Chemical Composition of Low Alloy and Micro-alloyed Steels / S.F. Medina, C.A. Hernandez // Acta Mater. – 1996. – V. 44. – №1. – P. 137–148.

13. Золоторевский Н. Ю. Моделирование структурных превращений в металлических материалах / Н. Ю. Золоторевский // СПбГПУ. – 2007. – 164 с.

14. Verdier M. Recovery of AlMg alloys: flow stress and strain-hardening properties / M. Verdier, Y. Brechet, P. Guyot // Acta Mater. – 1999. – V. 47. – №1. – P. 127–134.

15. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик – Москва: Металлургия, 1978, 248 с.

16. Lefevre-Schlick F., Brechet Y., Zurob H.S., Purdy G., Embury D. On the activation of recrystallization nucleation sites in Cu and Fe // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – V. 502. – P.70–78.

© В.В. Каверинський, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк

17. Medina H.S. Determination precipitation-time temperature (PTT) diagrams for Nb, V and Ti microalloyed steels / H.S. Medina // J. Mater. Sci. – 1997. – V. 32. – P. 1487– 1492.

18. Medina H.S. Static Recrystallization Modelling of Hot Deformed Steels Containing Several Alloying Elements / H.S. Medina, J.E. Mancilla // ISIJ Int. – 1996. – V. 36. – №8. – P. 1070–1076.

19. Medina H.S. Improved Model for Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Austenite in Low Alloy and Nb/V Micro-alloyed Steels / H.S. Medina, A. Quispe // ISIJ Int. – 2001. – V. 41. – №7. – P. 774–781.

20. Cho S., Kang K., Jonas J.J. The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystalliztion of a Nb-microalloyed Steel // ISIJ Int. – 2000. – V. 36. – №9. – P. 914–921.

21. Sun W.P., Hawbolt E.B. Comparison between Static and Metadynamic Recrystallization – An Application to the Hot Rolling of Steels // ISIJ Int. – 1997. – V. 37. – №10. – P. 1000–1009.

22. Beladi H., Cizek P., Hodgson P.D. New insight into the mechanism of metadynamic softening in austenite // Acta Mater. – 2011. – V. 59. – P. 1482–1492.

23. Zurob H.S. A model for the competition of precipitation and recrystallization in deformed austenite / H.S. Zurob, Y. Brechet, G. A. Purdy // Acta Mater. – 2001. – V. 49. – P. 4183-4190.

24. Grong O. Metallurgical modeling of welding / O. Grong // Materials Modeling Series, The Institute of Materials. – 1997. − 605 p.

25. Verdier M. Recovery of AlMg alloys: flow stress and strain-hardening properties / M. Verdier, Y. Brechet, P. Guyot // Acta Mater. – 1999. – V. 47. – №1. – P. 127–134.

26. Троцан А. И. Прогнозирование выделения карбонитридов и карбидов в микролегированной стали с применением термодинамических расчётов / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий // Металлофизика и новейшие технологии. – 2013. – № 7. – С. 919 – 931.

27. Троцан А. И. Моделирование карбонитридообразования в микролегированных сталях. Сообщение 1: сущность математической модели; влияние температуры изотермической выдержки на усреднённый состав и количество избыточной фазы / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий // Металл и литьё Украины. – 2014. – №2. – С. 9 – 13.

28. Троцан А. И. Моделирование карбонитридообразования в микролегированных сталях. Сообщение 2: прогнозирование влияния варьирования содержания Al, Ti и Nb на выделение карбидов и нитридов в стали / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий // Металл и литьё Украины. – 2014. – №3. – С. 3 – 8.

29. Kampmann R. A Combined Cluster-Dynamic and Deterministic Description of Decomposition Kinetics of Binary Alloys with a Tendency for Clustering / R. Kampmann // Phys. Stat. Sol. (b). – 1992. – V. 172. – P.295 – 308.

30. Zurob H.S. Modeling recrystalisation of microalloyed austenite: effect of coupling recovery, presipitation and recrystalization / H.S. Zurob, C.R. Hutchison, Y. Brechet, G. Purdy // Acta Mater. – 2002. – V. 50. – P. 3075 – 3092.

31. Perez M. Implementation of classical nucleation and growth theories for precipitation / M. Perez, N. Dumont, D. Acevedo-Reyes // Acta Mater. – 2008. – V. 56. – P. 2119–2132.

32. Dutta B. Modelling the kinetics of strain induced precipitation in Nb microalloyed steels / B. Dutta, E.J. Palmiere, C.M. Sellars // Acta Mater. – 2001. – V. 49. – P. 785–794.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2019

© В.В. Каверинський, З.П. Сухенко, Г.А. Баглюк

УДК 621.73

В.Л. Калюжний, С.С. Артеменко, О.С. Ярмоленко
Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

СИЛОВІ РЕЖИМИ, НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИЙ СТАН МЕТАЛУ ТА ТЕМПЕРАТУРНИЙ РОЗПОДІЛ ПРИ ГАРЯЧОМУ ЗВОРОТНОМУ ВИДАВЛЮВАННІ ПОРОЖНИСТИХ ВІСЕСИМЕТРИЧНИХ ВИРОБІВ З ЛАТУНІ

Методом скінченних елементів проведений аналіз гарячого формоутворення вісесиметричних порожнистих виробів з виступом у донній частині із латуні DIN-CuZn28 по схемах традиційного зворотного видавлювання та зворотного видавлювання в рухомій матриці. Встановлені залежності зусилля видавлювання від переміщення пуансонів та розподіл питомих зусиль на деформуючому інструменті при максимальному зусиллі деформування. Видавлювання в рухомій матриці забезпечує менші зусилля та тривалість процесу формоутворення. Визначена зміна температури металу на протязі видавлювання. Виявлений напружений стан здеформованої заготовки при максимальній величині зусилля та кінцевий деформований стан, а також форма і розміри виробів. По розподілу інтенсивності деформацій проведена оцінка пропрацювання структури металу пластичною деформацією.

***Ключові слова**: гаряче видавлювання, метод скінчених елементів, порожнистий виріб, зусилля, напруження, деформації.*

В.Л. Калюжный, С.С. Артеменко, А.С. Ярмоленко

СИЛОВЫЕ РЕЖИМЫ, НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА И ТЕМПЕРАТУРНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕМ ОБРАТНОМ ВЫДАВЛИВАНИЕМ ПОЛЫХ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЛАТУНИ

Методом конечных элементов проведен анализ горячего формообразования осесимметричных изделий из выступом в донной части из латуни DIN-CuZn28 по схемам традиционного обратного выдавливания и обратного выдавливания в подвижной матрицы. Установлены зависимости усилия выдавливания от перемещения пуансонов и распределение удельных усилий на деформирующем инструменте при максимальном усилии деформирования. Выдавливание в подвижной матрице обеспечивает меньшие усилия и длительность процесса формообразования. Определено изменение температуры металла в течении выдавливания. Выявлено напряженное состояние сдеформированной заготовки при максимальной величине усилия и конечное деформированное состояние, а также форма и размеры изделий. По распределению интенсивности деформаций проведена оценка проработки структуры металла пластической деформацией.

***Ключевые слова:** горячее выдавливание, метод конечных элементов, полый изделие, усилия, напряжения, деформации.*

V.L. Kaliuzhnyi, S.S. Artemenko, O.S. Yarmolenko

FORCE MODES, STRESS - STRAIN STATE OF METAL AND TEMPERATURE DISTRIBUTION DURING HOT REVERSE EXTRUSION OF HOLLOW AXISYMMETRIC PRODUCTS MADE OF BRASS

The hot-shaping of axisymmetric products with a ledge in the bottom part of DIN-CuZn28 brass according to the traditional reverse extrusion and reverse extrusion in a movable matrix was carried out using the finite element method. The dependences of the extrusion force on the movement of the punches and the distribution of the specific forces on the deforming tool with the maximum deformation force have been established. Extrusion in a movable matrix provides less effort and duration of the shaping process. A defined change in metal temperature during extrusion. The stress state of the deformed workpiece with the maximum force and the final deformed state, as well as the shape and dimensions of the product, were is established. The evaluated of the structure of the metal by plastic deformation was carried out according to the distribution of the intensity of deformations.

***Keywords**: hot extrusion, finite element method, hollow product, forces, stresses, deformations.*

Вступ. Останнім часом для виготовлення виробів з підвищеною надійністю і довговічністю процесами гарячого об'ємного штампування вирішують задачі по отриманню необхідного опрацювання структури металу пластичною деформацією по всьому об'єму виробу або в окремих його частинах. Методи і термомеханічні параметри кування на молотах і гарячого штампування на пресах виробів з кольорових металів і сплавів розглянуті в роботі [1]. Приведені елементи конструювання поковок і деформуючого інструменту. Наведені дані присвячені отриманню необхідної форми виробів. У роботі [2] дані рекомендації і наведені приклади проектування технологічних процесів і штампового оснащення для гарячого об'ємного штампування виробів на різному ковальсько-пресовому обладнанні. Також викладені особливості гарячого об'ємного штампування деталей різної форми з кольорових сплавів. У приведених джерелах всі відомості базуються на підставі експериментальних даних і виробничого досвіду та основна увага приділена

© В.Л. Калюжний, С.С. Артеменко, О.С. Ярмоленко

досягненню гарячим формоутворенням необхідної форми виробів. Для удосконалення існуючих і розробки нових технологічних процесів гарячого об'ємного штампування використовують комп'ютерне моделювання з використанням методу скінченних елементів (МСЕ). Моделювання дозволяє встановлювати технологічні параметри і визначати дані для проектування штампового оснащення, які не потребують доопрацювання експериментальними роботами [3,4]. У джерелах [5-7] за допомогою МСЕ проведені розрахункові дослідження процесів гарячого кування та штампування деталей необхідної форми. Можливості отримання куванням і гарячим штампуванням відповідальних виробів із сталей з заданим пропрацюванням структури металу пластичною деформацією та досягненням необхідного розподілу деформацій по об'єму виробів приведені в джерелах [8,9]. Авторами цих робіт показано, що пропрацювання структури металу пластичною деформацією можна оцінити по кінцевому розподілу інтенсивності деформацій у здеформованих заготовках. Актуальними завданнями є проведення аналогічних розрахункових досліджень з використанням МСЕ для гарячого видавлювання вісесиметричних порожнистих деталей з латуні із заданим пропрацюванням структури металу пластичною деформацією.

Постановка завдань. Метою роботи є порівняльний аналіз за допомогою метода скінченних елементів силових режимів і напружено-деформованого стану металу при гарячому видавлюванні вісесиметричних порожнистих виробів із виступом на донній частині по схемі традиційного зворотного видавлювання та схемі зворотного видавлювання в рухомій матриці.

Схеми зворотного видавлювання наведені на рис. 1. На рис. 1а приведена схема традиційного зворотного видавлювання (ТЗВ). Ліворуч від вісі симетрії зображене положення на початку видавлювання, праворуч – в кінці видавлювання. Вихідна циліндрична заготовка 1 встановлена в матриці 2. В матриці 2 розміщений виштовхувач 3.Зусилля деформування прикладається за допомогою пуансона 4. При опусканні пуансона 4 із швидкістю V_o заготовка деформується по конусній поверхні матриці 2 і на певному етапі, при досягненні торцем заготовки виштовхувача 3, починається формоутворення стінки з отриманням виробу 5. Схема зворотного видавлювання в рухомій матриці (ЗВРМ) показана на рис. 1б. Вихідна заготовка 1 розміщена в матриці 2 на виштовхувачі 3. При опусканні пуансона 4 виконується формоутворення виробу 5. При цьому одночасно з пуансоном рухається матриця 2 з однаковою швидкістю V_o . Перевага цієї схеми, в порівнянні з попередньою, полягає в використанні вихідної заготовки меншого діаметра, на отримання якої потрібні менші витрати металу, а також необхідна матриця невеликої висоти.

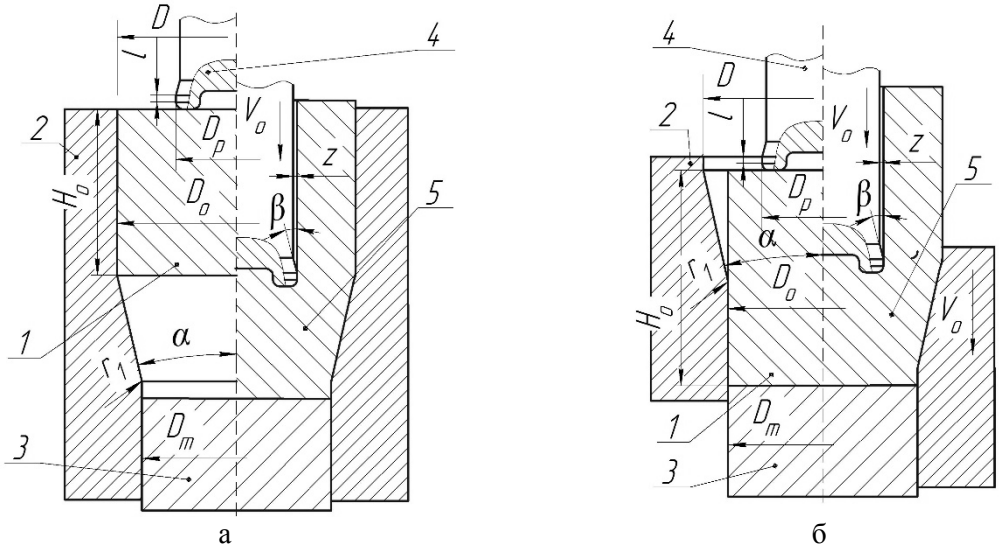
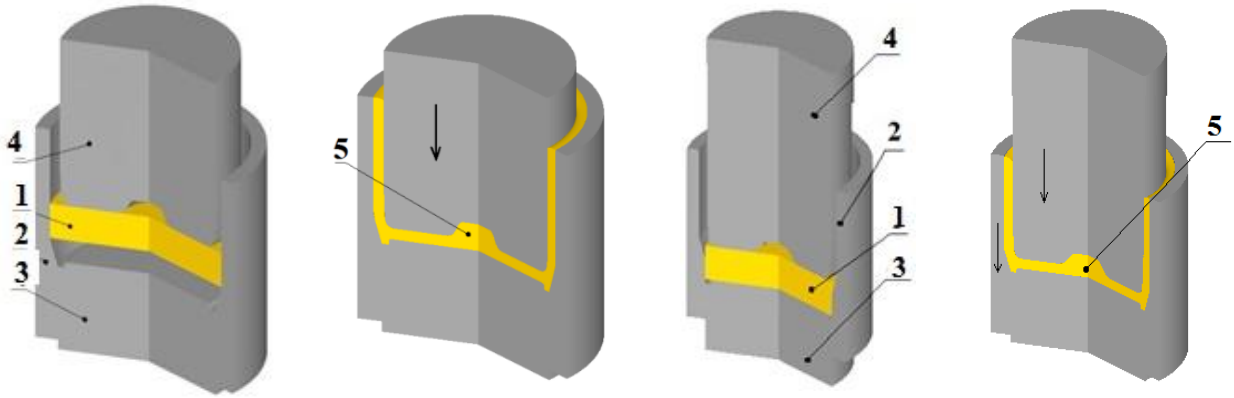


Рис.1 - **Схеми зворотного видавлювання: а – схема традиційного зворотного видавлювання, б - схема зворотного видавлювання в рухомій матриці**

Розрахунковий аналіз проводили шляхом моделювання з використанням програми DEFORM. Використані циліндричні координати. Для видавлювання використали вихідні циліндричні заготовки із латуні DIN-Cu-Zn28. Щоб отримати вироби однакових розмірів по схемі ТЗВ використовували вихідну заготовку діаметром D_o =230 мм і висотою H_o =44.2 мм, а по схемі ТЗВРМ - D_o =212 мм і висотою H_o =52 мм. Величина коефіцієнта тертя при формоутворенні прийнята μ=0,2. Швидкість деформування складала V_o =40 мм/сек. Температура вихідної заготовки 870°С. Температурний інтервал гарячого штампування був 700-870°С. Деформуючий

© *В.Л. Калюжний, С.С. Артеменко, О.С. Ярмоленко*

інструмента вважався абсолютно жорстким. Величина інтенсивності деформацій ε_i здеформованого металу у донній частині та стінці виробу повинна бути не менше 0,5 для забезпечення необхідного пропрацювання структури металу пластичною деформацією.



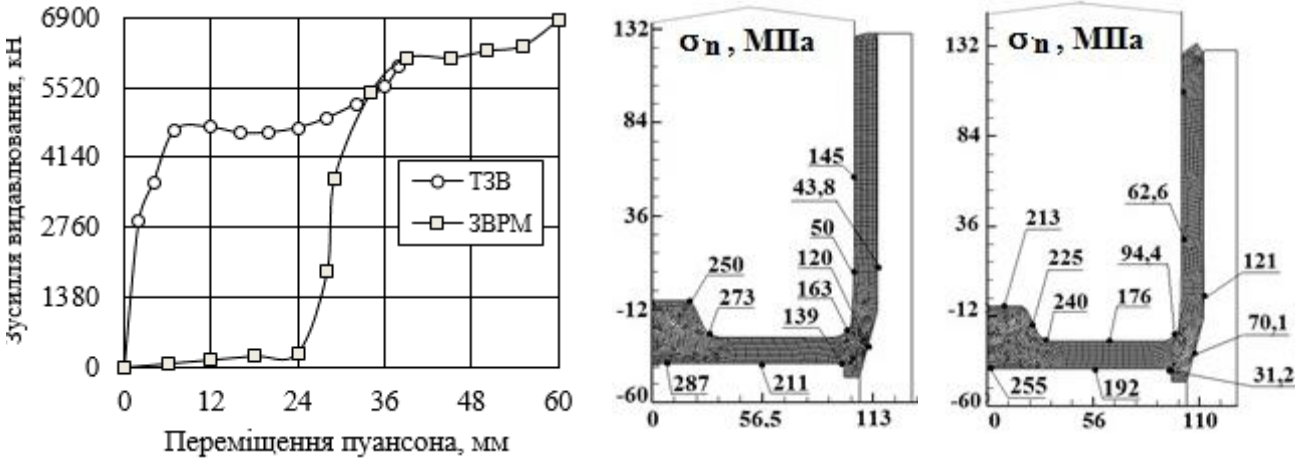
а б в г

Рис. 2 - **Розрахункові схеми в розрізі на початку та в кінці процесів формоутворення по схемах ТЗВ і ЗВРМ: а і б - формоутворення по схемі ТЗВ, в і г - формоутворення по схемі ЗВРМ**

Викладення основного матеріалу. Розрахункові схеми в розрізі на початку та в кінці процесів формоутворення по схемах ТЗВ і ЗВРМ приведені на рис.1. Нарис. 1а зображене положення на початку формоутворення по схемі ТЗВ. Вихідна заготовка 1 встановлена в матриці 2. Також в матриці 2 розміщений виштовхувач 3. На заготовці 1 встановлений пуансон 4. При опусканні пуансона 4 отримується виріб 5 (рис. 1б). Положення на початку формоутворення по схемі ЗВРМ показане на рис. 1в. Заготовка 1 розміщена в матриці 2 на виштовхувачі 3. Зусилля деформування створюється пуансоном 4.При опусканні пуансона 4 одночасно з матрицею 2 виконується формоутворення виробу 5 (рис. 1г).

На рис. 3 приведені залежності зусилля видавлювання від переміщення пуансона та розподіли нормальних напружень σ_n на контактуючих поверхнях при максимальних значеннях зусилля видавлювання. Залежності зусилля видавлювання від переміщення пуансона зображені на рис. 3а. При видавлюванні по схемі ТЗВ зусилля спочатку зростає повільно, що зв'язано з деформуванням заготовки по конусній поверхні матриці (див. рис. 1а), та досягає максимума 6900кН при переміщенні пуансона 60 мм. Застосування рухомої матриці приводить до зменшення переміщення пуансона і зусилля деформування при формоутворенні. В кінці процесу зусилля досягає 6100 кН при переміщенні пуансона 39 мм. Зниження зусилля, в порівнянні з видавлюванням по схемі ТЗВ, склало 11,6%. Розподіл напружень σ_n на поверхнях пуансона, матриці та виштовхувача, які контактують із здеформованою заготовкою, при формоутворенні по схемах ТЗВ і ЗВРМ показані на рис. 3б і 3в. Тут і в подальшому зображені половини здеформованих заготовок з розмірами по вісях в міліметрах, а тонкими лініями наведений деформуючий інструмент. Найбільші величини вказаних напружень у межах σ_n =270÷290 МПа виникають на поверхнях пуансона і виштовхувача (рис. 3а).

© В.Л. Калюжний, С.С. Артеменко, О.С. Ярмоленко

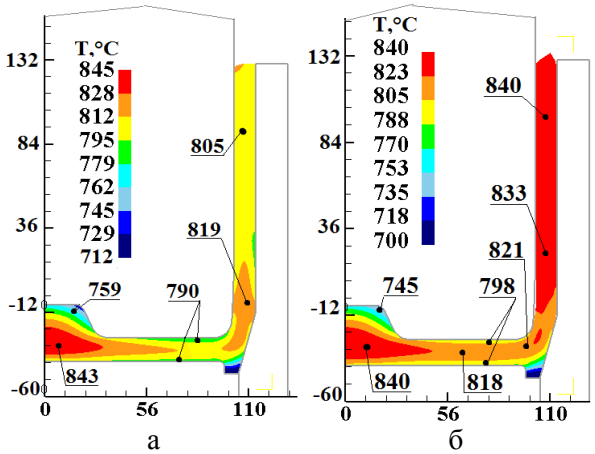


а б в

Рис. 3 - **Залежності зусилля видавлювання від переміщення пуансона та розподіли нормальних напружень σ_n на контактуючих поверхнях при максимальних значеннях зусилля видавлювання: а – залежності зусилля видавлювання від переміщення пуансона при формоутворенні по схемах ТЗВ та ЗВРМ, б – розподіл напружень σ_n при фороутворенні по схемі ТЗВ, в – розподіл напружень σ_n при формоутворенні по схемі ЗВРМ**

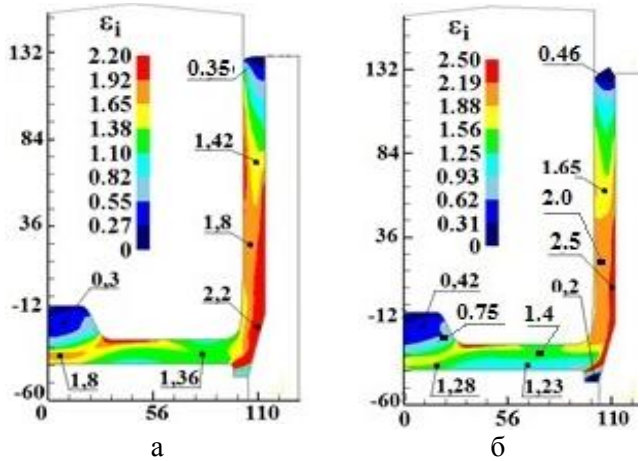
Видавлювання по схемі ЗВРМ приводить до зменшення величин нормальних напружень на всіх контактуючих поверхнях (рис. 3в). По напруженнях σ_n можна оцінити питомі зусилля на деформуючому інструменті, вибрати марку матеріалу для нього та призначити кількість бандажів для матриці.

Розподіли температури у здеформованих заготовках, які отримані при різних схемах видавлювання, показані на рис. 4. На рис. 4а показаний розподіл температури у здеформованій заготовці, яка отримана по схемі ТЗВ.У доній частині заготовки температура знаходиться в межах 798÷840ºС, у стінці отримано 805÷819ºС. Розподіл температури у здеформованій заготовці по схемі ЗВРМ зображений на рис. 4б. Оскільки тривалість формоутворення по цій схемі суттєво менша в порівнянні з попередньою, то температура здеформованої заготовки дещо вища, але при цьому зменшується розігрів деформуючого інструмента. У донній частині заготовки температура знаходиться у межах 818÷840 ºС, у стінці - 833÷840 ºС.



а б

Рис.4 - **Розподіли температур у здеформованих заготовках: а – після формоутворення по схемі ТЗВ б – після формоутворення по схемі ЗВРМ**



а б

Рис. 5 - **Розподіли інтенсивності деформацій ε_i у здеформованих заготовках: а – після формоутворення по схемі ТЗВ б – після формоутворення по схемі ЗВРМ**

Схема видавлювання впливає на пропрацювання структури металу пластичною деформацією, яке можна оцінити по розподілу інтенсивності деформацій. Розподіли інтенсивності деформацій ε_i у здеформованих заготовках після формоутворення по різних схемах видавлювання приведені на рис. 5. На рис. 5а показаний розподіл ε_i у здеформованій заготовці після формоутворення по схемі ТЗВ. У вступі донної частини інтенсивність деформацій знаходиться у

межах ε_i =0,3÷0,68, у самій донній частині отримано ε_i =1,36÷1,8. В стінці здеформованої заготовки величини ε_i розподілені нерівномірно по висоті та по ширині. По висоті стінки найменше значення ε_i =0,35 отримано в області торця з подальшим збільшенням до ε_i =2,2 в місці переходу стінки у донну частину. В шарах металу стінки зі сторони порожнини отримано ε_i =1,8, а в зовнішніх шарах - ε_i =2,2. При видавлюванні по схемі ЗВРМ розподіл інтенсивності деформацій дещо відрізняється від попередньої схеми (рис. 5б). У виступі донної частини величини ε_i практично однакові. У самій донній частині отримано ε_i =1,23÷1,4. Наведені величини менші з попереднім випадком. По висоті стінки величини вказаних деформацій знаходяться в межах ε_i =0,46÷2,5, а по ширині стінки - ε_i =2,0÷2,5. Обидві схеми формоутворення забезпечують отримання виробів з інтенсивністю деформацій у донній частині і стінці не менше заданої величини ε_i =0,5. Таким чином для отримання виробів з інтенсивним пропрацюванням структури металу пластичною деформацією донної частини необхідно використовувати схему ТЗВ, а для інтенсивного пропрацюванням стінки виробу потрібно застосовувати схему ЗВРМ.

Для розглянутих схем видавлювання визначений напружений стан у здеформованих заготовках при максимальних значеннях зусилля деформування. На рис. 6 приведені розподіли компонент напружень при видавлюванні по схемі ЗВРМ. Розподіл радіальних напружень σ_ρ приведений на рис. 6а. По всій заготовці спостерігаються стискачі напруження σ_ρ . В області донної частини з виступом вказані напруження знаходяться у межах σ_ρ = -185÷-220 МПа.

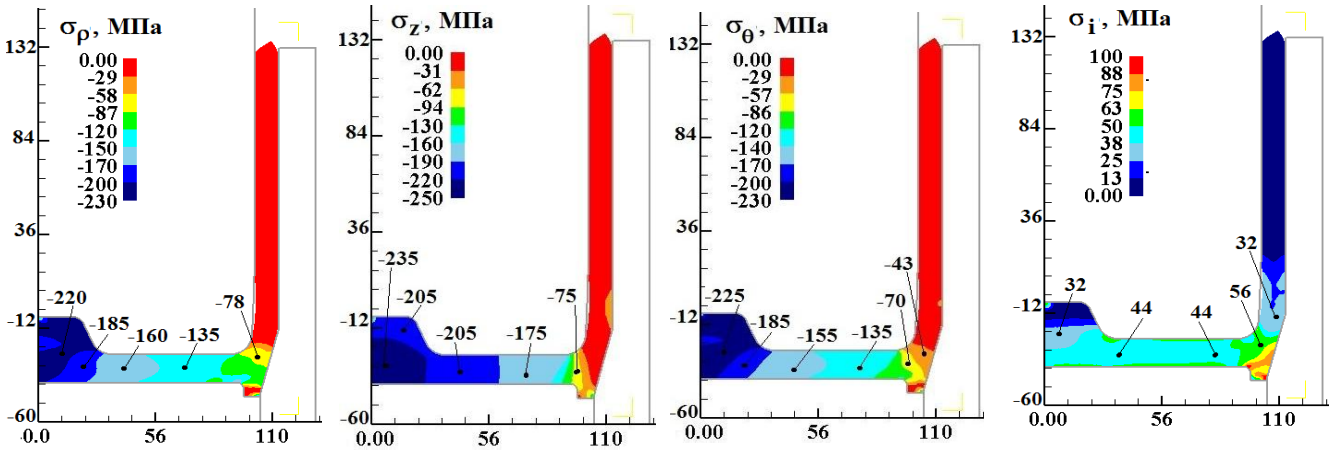


Рис.6 - **Розподіли компонент напружень у здеформованій заготовці при максимальному зусиллі штампування: а – розподіл радіальних напружень σ_ρ , б – розподіл осьових напружень σ_z , в - розподіл тангенціальних напружень σ_θ , г - розподіл інтенсивності напружень σ_i**

У самій донній частині отримано σ_ρ =-87÷-160 МПа, а вмісці переходу донної частини в стінку - σ_ρ =-78 МПа. На рис. 6б зображений розподіл осьових напружень σ_z . Ці напруження також стискаючі. В місці переходу стінки у донну частину отримано σ_z =-31÷-78 МПа, далі по ширині донної частини напруження σ_z змінюються у межах σ_z =-94÷-205 МПа. В області виступа отримано σ_θ -205÷-235 МПа. Розподіл тангенціальних напружень σ_θ подібний з розподілом радіальних напружень (рис. 6в). В місці переходу стінки у донну частину напруження σ_θ становлять -43÷-78МПа. В доній частині вони приймають значення у межах σ_θ =-86÷185 МПа, а в області виступа донної частини отримано σ_θ =-185÷-225 МПа. Розподіл інтенсивності напружень показаний на рис. 6г. У донній частині здеформованої заготовки величини вказаних напружень становлять σ_θ =32÷56 МПа.

Розподіли компонент кінцевих деформацій у здеформованій заготовці по схемі ЗВРМ зображені на рис. 7. Радіальні деформації (рис. 7а) ε_ρ по висоті стінки заготовки стискаючі та мають значення у межах ε_ρ =-0,25÷-1,8. В донній частині, крім виступа, ці деформації розтягувальні і змінюються у межах ε_ρ =0,51÷1,6. Осьові деформації ε_z по висоті стінки розтягувальні (рис. 7б). Найменша величина ε_z =0,4 отримана в області торця стінки з подальшим зростанням до ε_z =1,3 до місця переходу стінки в донну частину. В виступі донної частини ці деформації також розтягувальні, а в самій донній частині вони стискаючі з досягненням величини ε_z =-1,5. По об'єму здеформованої заготовки, крім виступа, виникають розтягувальні тангенціальні

деформації ε_θ (рис. 7в). По висоті стінки вони знаходяться у межах ε_θ =0,09÷0,8, а в донній частині отримано ε_θ =0,58÷0,8.

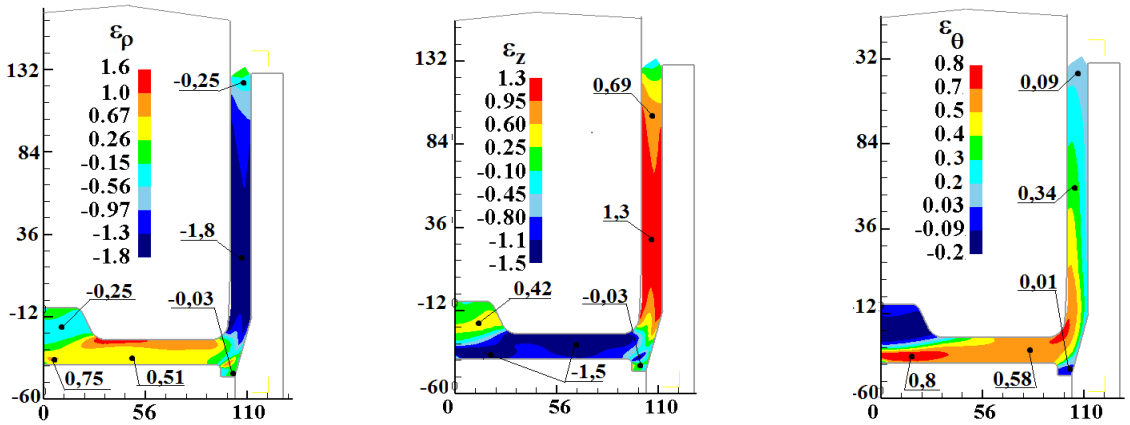


Рис. 7 - **Розподіли кінцевих радіальних ε_ρ , осьових ε_z і тангенціальних ε_θ деформаційу здеформованих заготовках: а – розподіл ε_ρ , б – розподіл ε_z , в - розподіл ε_θ**

Висновки. З використанням МСЕ проведений розрахунковий аналіз гарячого формоутворення із латуні по схемах ТЗВ і ЗВРМ вісесиметричних порожнистих виробів з виступом у донній частині. Встановлені зусилля видавлювання, розподіли питомих зусиль на

деформуючому інструменті, зміна температури та напружено-деформований стан металу. При

деформуванні по схемі ЗВРМ отримані менші тривалість процесу, зусилля, питомі зусилля та більш інтенсивне пропрацювання структури металу пластичною деформацією по висоті стінки виробу. Схема ТЗВ забезпечує покращене пропрацювання донної частини виробу. Отримані необхідні дані для проектування технології і оснащення для гарячого видавлювання: зусилля – для вибору обладнання, питомі зусилля – для проектування штампового оснащення, кінцеві форми і розміри виробів з розподілами інтенсивності деформацій – для оцінки якості виробів.

Література.

1.Корнеев Н.И. Ковка и штамповка цветных металлов. Справочник / Н.И. Корнеев, В.Н. Аржаков, Б.Г. Бармашенко и др. – М: Машиностроение, 1971. – 232 с.

2. Ковка и штамповка: Справочник. В 4-х т.3 / / Ред. Совет: Е.И. Семенов (предс.), Ганаго О.А., Живов Л.И. и др. –М.: Машиностроение, 1986, т.2. Горячая объемная штамповка / Под ред. Е.И. Семенова. 1986. – 592 с.

3. Данченко В.Н. Производство профилей из алюминиевых сплавов / В.Н. Данченко, А.А. Миленин, А.Н. Головко. – Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 448 с.

4. Данченко В.Н. Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением. Численные методы / В.Н. Данченко, А.А. Миленин, В.И. Кузьменко и др. – Днепропетровск: Системные технологии, 2008. – 448 с.

5. Снитко С.А. Конечно-элементное моделирование многопереходного формоизменения припроизводстве железнодорожных колес / С.А. Снитко, В.Л. Калюжный // Вестник НТУУ «КПИ», Машиностроение. – Киев: НТУУ «КПИ», 2011, №11. – С. 106-112.

6.Алиев И.С. Влияние операции выворота поковки коническими плитами на распределение деформаций / И.С. Алиев, О.Е. Марков, Я.Г. Жбанков и др. // Обработка материалов давлением. – Краматорск: ДГМА, 2010. №3(24). – С. 64-69.

7. Алиев И. С. Управление напряженно-деформированным состоянием заготовки в процессах ковки крупных поковок / И.С. Алиев, Я.Г. Жбанков, Л.В. Таган и др. // Обработка материалов давлением. – Краматорск: ДГМА, 2013. №1(34). – С. 50-59.

8. Марков О.Е. Современные способы получения тонкостенных днищ ответственного назначения / О.Е. Марков, А.О. Шарун, М.С. Косилов и др. // Обработка материалов давлением. – Краматорск: ДГМА, 2017. №1(44). – С. 115-123.

9. Калюжный В.Л.Горячая штамповка полых изделий из высокопрочного алюминиевого сплава с заданной проработкой структуры металла пластической деформацией / В.Л. Калюжный, В.Н. Горностай, А.А. Гулюк // Обработка материалов давлением. Сборник научных трудов. – Краматорск: ДГМА, 2017. -№ 1(44). – С. 137-143.

Рецензенти:

Гожій Сергій Петрович, професор, д.т.н, доцент Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»;

Баглюк Геннадій Анатолійович, заст. директора з наукової роботи, д.т.н,,с.н.с. інституту проблем матеріалознавства імені І.М. Францевича Національної академії наук України

Стаття надійшла до редакції 15.04.2019

© В.Л. Калюжний, С.С. Артеменко, О.С. Ярмоленко

УДК: 621.31:535.215

М.В. Кіріченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, М.М. Харченко, А.М. Дроздов, А.А. Дроздова
Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»

ВИГОТОВЛЕННЯ БАЗОВИХ ШАРІВ ГНУЧКИХ СОНЯЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ МЕТОДОМ ОСАДЖЕННЯ У КВАЗІЗАМКНЕНОМУ ОБ'ЄМІ ПЛІВОК СУЛЬФІДУ ТА ТЕЛУРИДУ КАДМІЮ

Експериментальними дослідженнями критичних температур конденсації при осадженні плівок сульфіду та телуриду кадмію в квазізамкненому об'ємі визначені режими, в яких осадження відбувається в умовах близьких до термодинамічно рівноважних, а температура підкладки нижче температури термодеструкції поліімідних плівок фірми Upilex. Для технічної реалізації цих умов розроблена адаптована до існуючого вакуумного обладнання підприємств електронної промисловості технологічна оснастка, що дозволяє в єдиному технологічному циклі послідовно осаджувати шари сульфіду і телуриду кадмію в умовах близьких до термодинамічно рівноважних. При температурі осадження 434 °С на поліімідних підкладках з плівковим шаром ІТО поверх якого нанесений нанорозмірний прошарок ZnO були отримані шари CdS товщиною 0,3 мкм стабільної гексагональної модифікації. На поверхні шарів CdS при температурах нижче 440 °С були сформовані шари CdTe товщиною 4 мкм стабільної кубічної модифікації. Досягнуті параметри кристалічної структури плівок сульфіду та телуриду кадмію, виготовлених методом квазізамкненого об'єму дозволяють використовувати такі напівпровідникові шари в якості базових при розробці високоефективних гнучких сонячних елементів.

Ключові слова: *сульфід і телурид кадмію, квазізамкнений об'єм, температура підкладки, термодинамічна рівновага, гнучкі фотоелектричні перетворювачі*

М.В. Кириченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, Н.М. Харченко, А.Н. Дроздов, А.А. Дроздова

ИЗГОТОВЛЕНИЕ БАЗОВЫХ СЛОЕВ ГИБКИХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕТОДОМ ОСАЖДЕНИЯ В КВАЗИЗАМКНУТОМ ОБЪЕМЕ ПЛЕНОК СУЛЬФИДА И ТЕЛЛУРИДА КАДМИЯ

Экспериментальными исследованиями критических температур конденсации при осаждении пленок сульфида и теллурида кадмия в квазизамкнутом объеме определены режимы, в которых осаждение происходит в условиях, близких к термодинамически равновесным, а температура подложки ниже температуры термодеструкции полиимидных пленок фирмы Upilex. Для технической реализации этих условий разработана оснастка, адаптированная к существующему вакуумному оборудованию предприятий электронной промышленности которая позволяет в едином технологическом цикле пословательно осуществлять осаждение слоев сульфида и теллурида кадмия в условиях, близких к термодинамически равновесным. При температуре осаждения 434 °С на полиимидных подложках с пленочным слоем ITO поверх которого нанесена наноразмерная прослойка ZnO были получены слои CdS толщиной 0,3 мкм стабильной гексагональной модификации. На поверхности слоев CdS при температурах ниже 440 °С были сформированы слои CdTe толщиной 4 мкм стабильной кубической модификации. Достигнутые параметры кристаллической структуры пленок сульфида и теллурида кадмия, изготовленных методом квазизамкнутого объема позволяют использовать такие полупроводниковые слои в качестве базовых при разработке высокоэффективных гибких солнечных элементов.

Ключевые слова: *сульфид и теллурид кадмия, квазизамкнутый объем, температура подложки, термодинамическое равновесие, гибкие фотоэлектрические преобразователи*

M.V. Kirichenko, R.V. Zaitsev, G.S. Khrypunov, M.M. Kharchenko, A.M. Drozdov, A.A. Drozdova

MANUFACTURING OF CADMIUM SULFIDE AND CADMIUM TELLURIDE FILMS BY THE DEPOSITION IN A CLOSE-SPACED SUBLIMATION FOR FLEXIBLE PHOTOVOLTAIC CELLS BASE LAYERS

Experimental studies of the critical condensation temperatures at cadmium sulfide and cadmium telluride films deposition in a close-spaced sublimation allowed to determine the modes, wherein deposition is carried out in conditions that are close to thermodynamic equilibrium and at substrate temperatures below the thermal destruction temperature of polyimide films Upilex company.

For the technical implementation of these conditions has been developed the adapted to the vacuum equipment of domestic electronics industry technological rigging, which allows in a single technological cycle by method to deposit successively the cadmium sulfide and cadmium telluride layers in conditions that are close to thermodynamic equilibrium.

At deposition temperature 434°C on the polyimide films with ITO layer on the surface of which is nanosized ZnO interlayer CdS layers with thickness of 0.3 microns and stable hexagonal modification were obtained.

On the surface of CdS layers at temperatures below 440° C CdTe layers with thickness of 4 microns and stable cubic modification were formed.

Key words: *cadmium sulfide and cadmium telluride films, close-spaced sublimation, the substrate temperature, thermodynamic equilibrium, flexible photovoltaic cells.*

Постановка проблеми. Існуючі методи формування базових шарів сульфіду та телуриду кадмію для тонкоплівкових сонячних елементів, зокрема метод парового транспорту, дозволяють створювати високоякісні структури лише при температурі осадження понад 500 °С. Це збільшує

© М.В. Кіріченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, М.М. Харченко, А.М. Дроздов, А.А. Дроздова

ресурсоємність та економічну ефективність таких методів та не дозволяє використовувати їх в при розробці гнучких тонкоплівкових сонячних елементів на основі телуриду кадмію через обмеження термостабільності існуючих полімерних плівок на рівні 450 °С.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. В даний час для плівкових сонячних елементів (СЕ) на основі плівок сульфіду та телуриду кадмію тильної конфігурації досягнута ефективність 22,1% [1]. Такі приладові структури виготовлені фірмою "First solar" на скляних підкладках методом парового транспорту (VTD метод) при використанні температур осадження понад 500 °С.

Досягнення високої ефективності СЕ обумовлено реалізацією режимів осадження близьких до термодинамічно рівноважних. З урахуванням досягнутої ефективності та низької енергоємності плівкові СЕ на основі CdS/CdTe являють альтернативу СЕ на основі моно-Si і GaAs [2,3]. Заміна скляних підкладок на поліімідні плівки дозволяє створювати гнучкі СЕ з рекордними значеннями електричної потужності на одиницю ваги. Ці якості гнучких СЕ відкривають широкі перспективи не тільки для їх космічного, а й для наземного застосування. Зокрема, вони можуть використовуватися в якості джерел електроживлення безпілотних літальних апаратів, автономних джерел живлення радіоелектронної апаратури, джерел живлення для систем кондиціонування автомобілів і катерів, фотоелектричних батарей, які монтуються на дахах будинків зі складними профілями поверхні та ін.. В даний час фірми Apical, Kapton, Kaptrex, Meldin, Vespel, Plavis і UPILEX виробляють термостабільні прозорі плівки на основі поліміду. Найбільш високу термостабільність до 450 °С мають поліімідні плівки UPILEX-S [4]. Середній коефіцієнт пропускання у видимій області сонячного спектру, для цих плівок досягає 80%, що робить їх найбільш перспективними для створення високоефективних гнучких СЕ тильної конфігурації. Однак обмеження термостабільності плівок на рівні 450 °С не дозволяють використовувати їх в якості підкладок для осадження телуриду кадмію методом парового транспорту. Вирішенням може бути використання вакуумного методу конденсації телуриду кадмію у квазізамкненому об'ємі (КЗО), котрий, як і VTD, дозволяє проводити осадження в умовах близьких до термодинамічної рівноваги [5].

Постановка завдання. Виходячи з цього, основним завданням даної роботи буде визначення умов осадження плівок сульфіду та телуриду кадмію у квазізамкненому об'ємі на поліімідні підкладки з метою використання низькотемпературного методу КЗО для створення базових шарів високоефективних гнучких СЕ.

Викладення основного матеріалу.

Розробка технологічної оснастки для осадження плівок сульфіду та телуриду кадмію у квазізамкненому об'ємі. Для осадження плівок сульфіду та телуриду кадмію до складу оснастки повинні входити дві графітові камери, кожна камера складається із зони конденсації, в якій розташована підкладка, і зони випарника. Оснастка також включає в себе багатоканальну електронну систему, призначену для контролю і підтримки необхідної температури конденсації, з вимірюванням температури безпосередньо на фронтальній поверхні підкладки; систему механічного переміщення підкладки від однієї камери квазізамкненого об’єму до іншої для послідовного нанесення шарів CdS і CdTe.

Для реалізації умов близьких до термодинамічної рівноваги масова витрата пари сульфіду і телуриду кадмію з парової фази повинна повністю компенсуватися масовою витратою матеріалів з джерела в пару елементів за рахунок перевищення площі поверхні випаровування в джерелі по відношенню до площі підкладки. При цьому ступінь прилягання підкладки до джерела повинна мінімізувати витоки пари в зовнішній об’єм, які не повинні перевищувати 5%.

Виходячи із зазначених вимог була розроблена конструкція камер КЗО яка складається з таких конструктивних елементів: основа, горловина, зона підготовки, випарник, кільце, екран, кришка екрану, стійка і нагрівачі. Схематичний вигляд камери КЗО представлений на рисунку 1.

© М.В. Кіріченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, М.М. Харченко, А.М. Дроздов, А.А. Дроздова

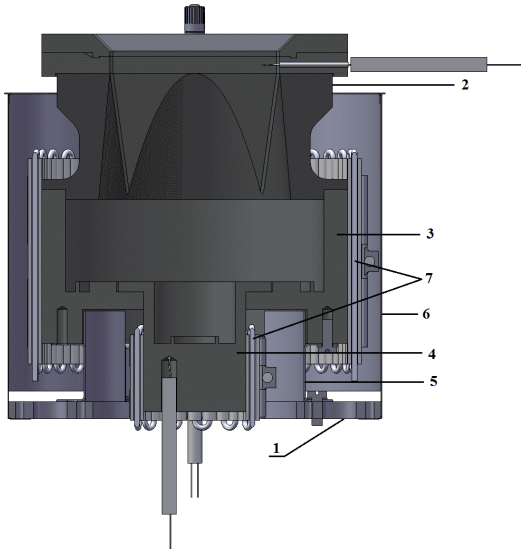


Рис. 1. **Схематичний вигляд розробленої камери КЗО, цифрами позначено: 1 - основа, 2 - горловина, 3 - зона підготовки, 4 - випарник, 5 - кільце, 6 - екран, 7 - нагрівачі**

Для забезпечення можливості використання стандартних промислових вакуумних установок при конструюванні технологічної оснастки було передбачено, що дві графітові камери КЗО встановлюються на штатній плиті вакуумного поста УВН на першій і третій позиції. Друга позиція використовується для проведення операції попереднього нагріву підкладки. Тримач підкладки з нагрівачем об'єднаний в єдиний вузол і розміщений на каруселі. Вузол обертання каруселі був доопрацьований для забезпечення переміщення тримача з нагрівачем у вертикальному напрямку. Для цього карусель була приєднана до ходової гайки, яка розташована на ходовому гвинті. Ходовий гвинт встановлений в штатний вузол підшипників вузла обертання каруселі УВН. Обертання ходовому гвинту передається від штатного механізму приводу каруселі, розташованого у верхній частині ковпака УВН. Для запобігання обертання каруселі в цьому випадку використаний фіксатор, керований від електромагніту приводу заслінки. Таким чином, обертання валу приводу каруселі за/проти годинникової стрілки призводить до руху ходової гайки ходовим валом, а отже і до переміщення вниз/вгору каруселі. Обертання каруселі (переміщення зразка між позиціями) можливо при розблокованому фіксаторі в крайньому верхньому положенні каруселі, тоді ходова гайка стає на упор до нижнього торця гайки обертання. Схематичний вигляд каруселі, що забезпечує виконання зазначених вимог, представлений на рисунку 2.

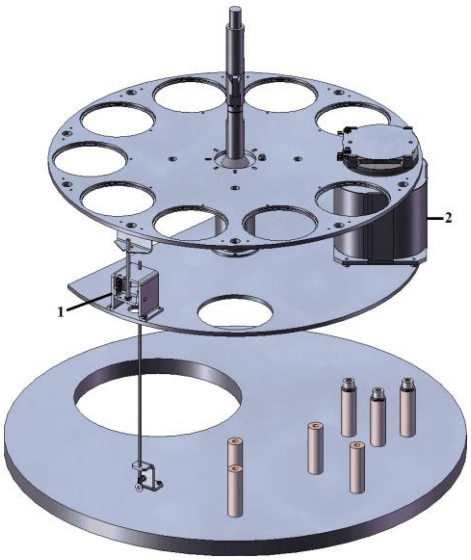


Рис. 2. **Схематичний вигляд каруселі зі встановленою камерою КЗО (2) і стопором (1)**

Випарні відсіки виготовлених з графіту двох ідентичних камер квазізамкненого об'єму (рис. 3, а), для осадження базових шарів сульфіду і телуриду кадмію в єдиному технологічному циклі,

© М.В. Кіріченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, М.М. Харченко, А.М. Дроздов, А.А. Дроздова

попередньо були заповнені порошками сульфіду (рис. 3, б) і телуриду кадмію. Для розміщення поліімідної плівки в камері КЗО була виготовлена графітова підкладка з металевим тримачем, яка зверху накривалася стрічковим нагрівачем (рис. 3, в).



Рис. 3. **Технологічна оснастка для нанесення шарів сульфіду і телуриду кадмію в квазізамкненому об'ємі**

Експериментальне визначення критичної температури осадження плівок телуриду та сульфіду кадмію у квазізамкненому об'ємі. Важливою характеристикою процесу вирощування плівок у КЗО є початкова температура конденсації $T_{кр}$ - температура підкладки, при якій досягається критичне пересичення пари і стає можливим зародження на чужорідній підкладці частинок конденсату. Різниця між обраною температурою підкладки $T_п$ та $T_{кр}$ є одним з критеріїв відхилення умов початкової стадії росту конденсату від рівноважних. При цьому особливістю осадження плівок на поліімідну підкладку є те, що температура підкладки не повинна перевищувати температуру її термостабільності, яка становить 450 °С. Тому в роботі було проведено експериментальне визначення $T_{кр}$ при конденсації пари телуриду кадмію на скляні підкладки в діапазоні температур $T_п$ = 425 – 560 ^oC. При цьому була застосована наступна методика. У виготовлену графітову камеру встановлювалася підкладка, яка щільно перекривала весь переріз камери. Телурид кадмію марки (ЧТУ 6-09-01-429-77) у вигляді дрібнодисперсної шихти містився на дні камери, покриваючи всю його площу. Для контролю температури підкладки хромель-алюмелєва термопара діаметром 0,15 мм встановлювалася на фронтальній стороні підкладки на відстані 10 - 11 мм від зовнішнього краю зони конденсації. Нагрівання випарника і підкладки здійснювалося двома незалежними нагрівачами під керуванням автоматичної системи. Для нагріву підкладки був застосований радіаційний нагрівач, конструкція якого забезпечувала створення на підкладці радіального градієнта температури від центру до краю.

Потужності окремих нагрівачів камери обиралися таким чином, щоб швидкість нагрівання підкладки перевищувала швидкості нагрівання інших зон, тобто реалізовувалося умова $T_п > T_{кр}$ для

© М.В. Кіріченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, М.М. Харченко, А.М. Дроздов, А.А. Дроздова

всієї поверхні підкладки. Після досягнення цього значення $T_п$ температура підкладки знижувалася до деякого значення, тобто реалізовувалась умова $T_п<T_{кр}$. Такий температурний режим витримувався протягом 5-10 хв. після чого вимикався нагрівач випарника. Нагрівач підкладки вимикався тільки тоді, коли температура випарника знижувалася до значення, що на 30 °С було нижче температури підкладки. Такий трьох стадійний режим дозволяв уникнути конденсації пари на підкладці в нестаціонарних режимах розігріву. В результаті на підкладці формувався конденсат у вигляді кільця, зовнішній діаметр якого обмежений стінкою зони конденсації камери. Внутрішня межа кільця відповідає області підкладки, температура якої дорівнює $T_{кр}$. У серії дослідів при фіксованому значенні $T_п$ температурний режим на підкладці підбирався таким чином, щоб внутрішня межа конденсату тільки досягала місця установки термопари. В цьому випадку дані термопари відповідали значенням $T_{кр}$ при заданій температурі випаровування. При цьому контролювалась відсутність конденсату на стінках камери поблизу підкладки.

Результати експерименту наведені в таблиці 1.

Таблиця 1.

Експериментальні результати з визначення початкової критичної температури конденсації

№ серії	$T_п$, °С	$T_{кр}$, °С	$T_п - T_{кр}$, °С
1	541	443	98
2	503	402	101
3	461	357	103
4	455	351	104
5	425	319	106

Аналіз даних показує, що при зменшенні $T_п$ від 541 °С до 425 °С спостерігається зменшення $T_{кр}$ від 443 °С до 319 °С при незначному збільшенні різниці ($T_п$ - $T_{кр}$) від 98 °С до 106 °С.

Аналогічний підхід було застосовано і при визначенні критичних температур осадження плівок сульфіду кадмію. Було встановлено, що при температурах випарника нижче 548 °С формування конденсату у вигляді кільця не спостерігається. З нашої точки зору це обумовлено меншим тиском насиченої пари сульфіду кадмію в порівнянні з телуридом кадмію при фіксованій температурі випарника [6, 7]. Було встановлено, що при температурі випарника 548 °С критична температура осадження сульфіду кадмію становить 440 °С. При підвищенні температури випарника сульфіду кадмію критична температура перевищує температуру стабільності поліміду.

При проведенні досліджень було встановлено, що достатня стабільність і відтворюваність властивостей плівок телуриду кадмію була досягнута в умовах, коли температура підкладки підтримувалася на 3-4 °С менше $T_{кр}$, а для плівок сульфіду кадмію - на 5 - 6 °С менше за $T_{кр}$. В цьому випадку товщини плівок одержаних в однакових технологічних умовах відрізнялися не більше ніж на 7 %. З нашої точки зору причиною такої розбіжності є некерованість перехідних процесів під час розігріву камери.

Дослідження кристалічної структури плівок сульфіду та телуриду кадмію. Нанесення плівок сульфіду кадмію здійснювалося на гнучкі підкладки, які являли собою поліімідні плівки на які методом магнетронного розпилення були нанесені шар ІТО з нанорозмірним прошарком ZnO. При після установки тримача з підкладкою на карусель проводилася відкачка робочого об'єму до тиску не більше $2\cdot10^{-5}$ мм.рт.ст. Після цього проводився попередній прогрів камер випаровування сульфіду і телуриду кадмію і тримача підкладки для дегазації їх поверхонь, при цьому обидві камери були відкриті, а тримач зразка розташований на позиції попереднього нагріву. Для запобігання термоудару швидкість нагріву елементів не перевищувала 40 °С/хв. Температура під час дегазації всіх елементів підтримувалась в діапазоні 300-340 °С, тривалість витримки при зазначеній температурі становила не менше 4 хв. Критерієм якості дегазації було відновлення ступеня вакууму в робочому об’ємі установки до рівня не гірше $2\cdot10^{-5}$ мм.рт.ст. Після дегазації проводилася «збірка» камери квазізамкненого об’єму для нанесення шару CdS для чого обертанням приводу вузла переміщення каруселі тримач з нагрівачем встановлювався в позицію над камерою і опускався на горловину камери. Потім відбувався нагрів зон камери КЗО і стабілізація температур зони підготовки пари і випарника на рівні 548 °С а температури підкладки

на рівні - 445 °С. Такий режим нагріву зон камери КЗО запобігає неконтрольованій конденсації пари на підкладці на даній операції. Точність підтримки температур при досягненні заданих значень становила ± 1 °С. Нанесення шару CdS на підкладку тривало протягом 5 хвилин для чого при зазначених температурах зони підготовки пари і випарника температура підкладки знижувалась до 434 °С Початком процесу нанесення шару сульфіду кадмію вважався момент, коли температура підкладки досягала заданого значення. Після закінчення процесу нанесення шару сульфіду кадмію електроживлення нагрівачів випарника і камери вимикалось і камера охолоджувалась, а температура підкладки збільшувалась до 445 °С і підтримувалась постійною до моменту, коли різниця температур зон камери не перевищить 10 °С. Після чого підкладка і камера охолоджувались до температури 400 °С.

Для визначення рівня якості одержаних шарів сульфіду кадмію були проведені дослідження кристалічної структури плівок сульфіду кадмію, товщина яких становила 0,3 мкм, що відповідає вимогам до товщини шару сульфіду кадмію який застосовується в конструкції високоефективних СЕ на основі телуриду кадмію. Аналіз рентгендифрактограм плівок сульфіду кадмію нанесених на поліімідні підкладки з шаром ІТО (рис. 4) показав, що вони мають кристалічну структуру стабільної гексагональної кубічної модифікації CdS. Наявність кратних рефлексів (002) і (004) свідчить про те, що плівки мають переважну орієнтацію в напрямку [002].

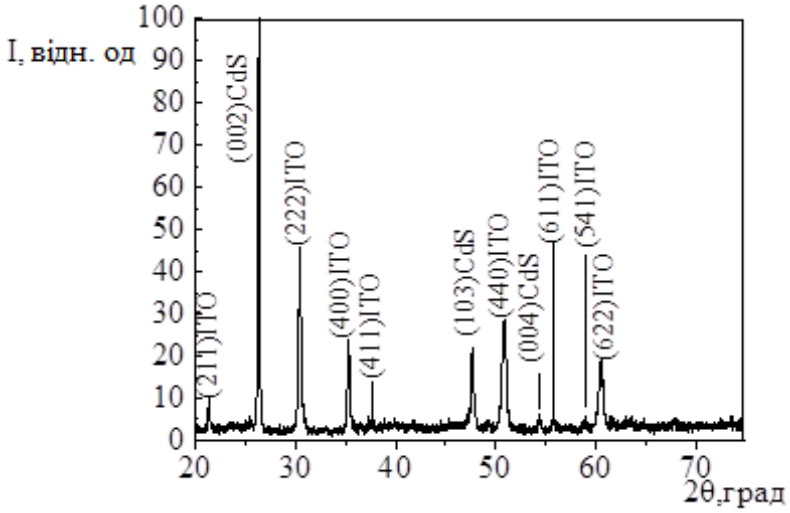


Рис. 4. **Рентгендифрактограма плівок сульфіду кадмію сформованих на гнучкій підкладці з плівковим шаром ІТО і нанорозмірним прошарком ZnO.**

Після відпрацювання технології нанесення шару CdS, формування плівок телуриду кадмію здійснювалося в єдиному технологічному процесі з нанесенням плівок сульфіду кадмію. Після нанесення шару CdS і охолодження підкладки до 400 °С вона переміщувалася до другої камері КЗО, де проводилася послідовність операцій, аналогічна послідовності при нанесенні шару CdS. Час нанесення шару CdTe становив 25 хв. Для трьох температур випарника 461 ^{o}C, 503 ^{o}C та 541 ^{o}C, і при температурах осадження, які на 4 ^{o}C були нижче відповідних критичних температур (таблиця 1) і становили 353 ^{o}C, 398 ^{o}C і 439 ^{o}C, відповідно, на поверхні гетеросистеми ITO/ZnO/CdS були отримані плівки телуриду кадмію товщиною 4 мкм.

Дослідження кристалічної структури плівок телуриду кадмію було проведено за допомогою рентгендифрактометричного аналізу. Фазовий аналіз показав, що в зазначених режимах формуються плівки телуриду кадмію стабільної кубічної модифікації, про що однозначно свідчить наявність рефлексів (111), (400), (511), (220), (311) і (422) (рис. 5). Оскільки товщина шарів CdTe становила 4 мкм, то дифракційні піки від шарів CdS і ІТО на рівні фону не виділялися. Аналітична обробка рентгендифрактограм дозволила визначити напівширину дифракційного максимуму (111) телуриду кадмію, яка є інтегральним показником структурної досконалості плівкових шарів. Було встановлено, що зі збільшенням температури підкладки спостерігається монотонне зростання півширини дифракційного максимуму (111) від B_{111} = 0,13 при $T_п$ = 353 ^{o}C до B_{111} = 0,09 при $T_п$ = 439 ^{o}C. Таким чином, найбільш структурно досконалі плівки телуриду кадмію було отримано при температурі підкладки 439 °С.

© М.В. Кіріченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, М.М. Харченко, А.М. Дроздов, А.А. Дроздова

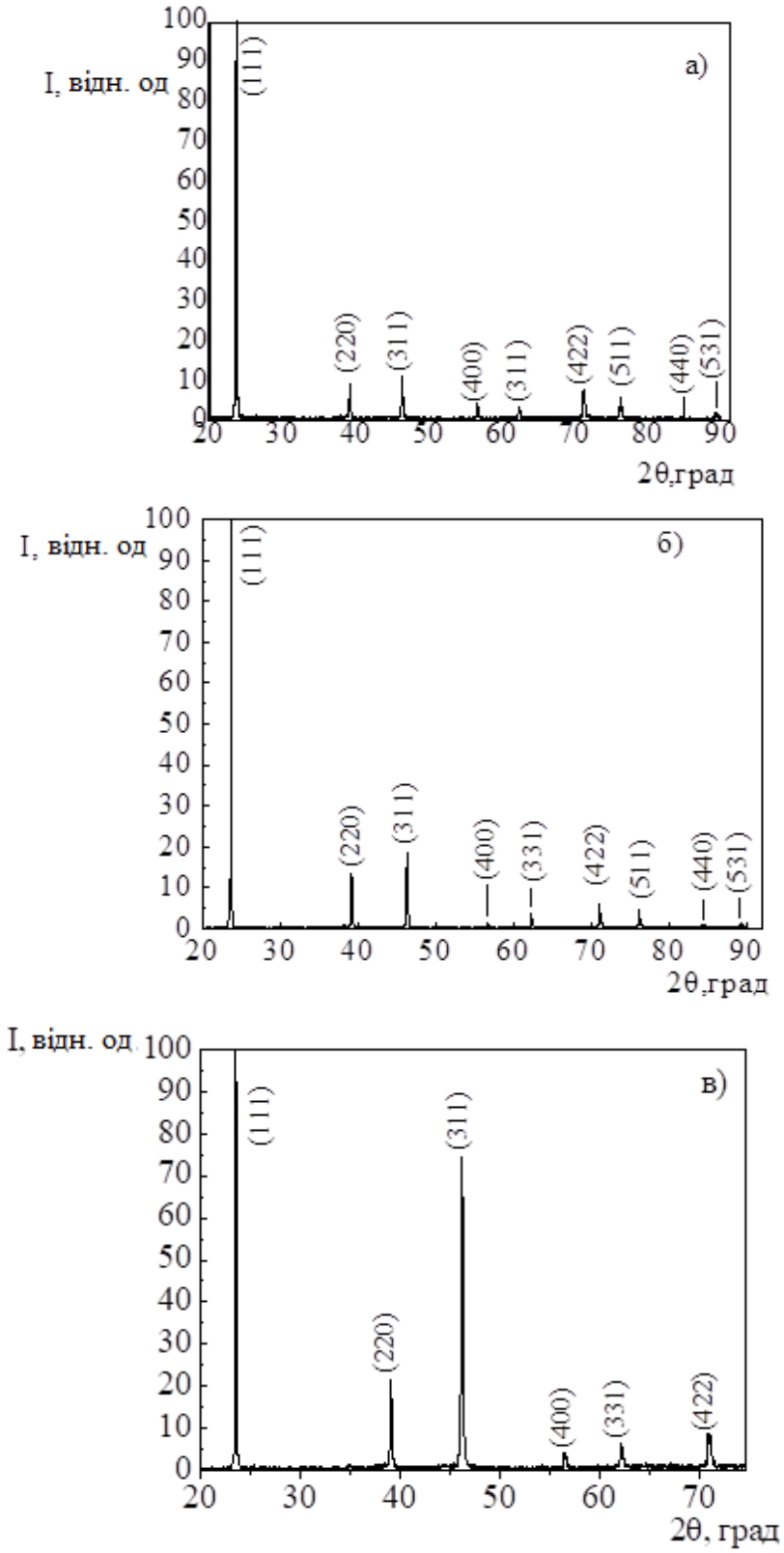


Рис. 5. **Дифрактограми плівок телуриду кадмію отримані при різних температурах підкладки: а) $T_п$ = 353 °С, б) $T_п$ = 398 °С, в) $T_п$ = 439 °С**

Висновки. В роботі запропоновано та проведено апробацію технологічної оснастки для виготовлення плівок сульфіду та телуриду кадмію на гнучких підкладках шляхом конденсації з квазізамкненого об'єму. Така оснастка дозволяє в єдиному технологічному циклі без порушення вакууму послідовно осаджувати шари сульфіду і телуриду кадмію на поліімідні підкладки в умовах близьких до термодинамічно рівноважних.

© М.В. Кіріченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, М.М. Харченко, А.М. Дроздов, А.А. Дроздова

Проведені експериментальні дослідження критичної температури конденсації плівок телуриду кадмію в квазізамкненому об'ємі, дозволили визначити температуру випарника в залежності від необхідної температури підкладки, при яких конденсація плівок здійснюється в умовах близьких до термодинамічно рівноважних.

Методом квазізамкненого об'єму із використанням розробленої оснастки при температурі осадження нижче 450 ^{o}C на поліімідних плівках із шаром ІТО, були сформовані шари сульфіду кадмію товщиною не більше 0,3 мкм стабільної гексагональної модифікації, а на їх поверхні шари телуриду кадмію товщиною 4 мкм стабільної кубічної модифікації. Встановлено, що ступінь структурної досконалості шарів телуриду кадмію збільшувалася при збільшенні температури осадження до 439 ^{o}C.

Досягнуті параметри кристалічної структури плівок сульфіду та телуриду кадмію, дозволяють використовувати такі плівки, виготовлені методом квазізамкненого об’єму в якості базових шарів гнучких високоефективних сонячних елементів.

Список використаних джерел:

[1] Wesoff E. First Solar hits record 22.1% conversion efficiency for CdTe solar cell / E. Wesoff // Режим доступу: https://www.greentechmedia.com/articles/read/first-solar-hits-record-22-1-conversion-efficiency-for-cdte-solar-cell#gs.5ni6ip

[2] Girish Kumar S. Physics and Chemistry of CdTe/CdS Thin Film Heterojunction Photovoltaic Devices: Fundamental and Critical Aspects / S. Girish Kumar, K.S.R. Koteswara Rao // Energy & Environmental Science. - Issue 7(1). – 2013. – pp. 45-102

[3] de Wild-Scholten (Mariska) M.J. Energy payback time and carbon footprint of commercial photovoltaic systems / M.J. (Mariska) de Wild-Scholten // Solar Energy Materials and Solar Cells. - Volume 119. - 2013. - Pages 296–305

[4] Ultra heat-resistant films UPILEX S // Режим доступу: http://www.upilex.jp/en/upilex.html

[5] Бубнов В.З. Вакуумное осаждение пленок в квазизамкнутом объеме / В.З. Бубнов, М.С. Лаир, Ф.Г. Старос, Т.Ф. Филаретов // Советское радио. - М. – 1975. - 161 с.

[6] Полупроводниковые соединения $A^{III}B^{V}$ (сборник статей) / под ред. Р. Виллардсона, Х. Геринга // Металлургия. - М. - 1967. – 726 с.

[7] Медведев В.И. Введение в производство полупроводниковых материалов / В.И. Медведев // Высшая школа. – М. - 1979г. – 503 с.

Стаття надійшла до редакції 19.04.2019

© М.В. Кіріченко, Р.В. Зайцев, Г.С. Хрипунов, М.М. Харченко, А.М. Дроздов, А.А. Дроздова

УДК 691:699.86

Я. Ковальчук, Г. Крамар, Л. Бодрова, І. Коваль, С. Мариненко
Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЙНІ БУДІВЕЛЬНІ МАТЕРІАЛИ З МІСЦЕВИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВІДХОДІВ

Досліджено теплоізоляційні властивості будівельних матеріалів, отриманих з місцевих технологічних відходів, а саме дерев'яної тирси, солом'яної січки і гречаного лушпиння. В якості в'яжучої речовини використано рідке скло. За результатами дослідження визначено коефіцієнти теплопровідності розроблених матеріалів та термічний опір отриманих зразків. Виконано порівняння коефіцієнтів теплопровідності запропонованих матеріалів з класичними будівельними матеріалами. Виявлено, що теплоізоляційні властивості брикетів з тирси, сформованих на рідкому склі, на 11% вищі, ніж для суцільного соснового бруса. Для брикетів з солом'яної січки і гречаного лушпиння теплопровідність нижча, ніж в соснового бруса, відповідно на 49% і 31%.

Ключові слова: *теплоізоляція, будівельні матеріали, технологічні відходи*

Я. Ковальчук, Г. Крамар, Л. Бодрова, И. Коваль, С. Мариненко

ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫЕ СТРОИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРІАЛЫ ИЗ МЕСТНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОТХОДОВ

Исследовано теплоизоляционные свойства строительных материалов, полученных из местных технологических отходов, а именно деревянных опилок, соломенной сечки и гречневой шелухи. В качестве вяжущего вещества использовано жидкое стекло. По результатам исследования определены коэффициенты теплопроводимости разработанных материалов и термическое сопротивление полученных образцов. Выполнено сравнение коэффициентов теплопроводимости предложенных материалов с классическими строительными материалами. Выявлено, что теплоизоляционные свойства брикетов из опилок, сформированных на жидком стекле, на 11% выше, чем для сплошного соснового бруса. Для брикетов из соломенной сечки и гречневой шелухи теплопроводимость ниже, чем у соснового бруса, соответственно на 49% и 31%.

Ключевые слова*: теплоизоляция, строительные материалы, технологические отходы*

Ya. Kovalchuk, H. Kramar, L. Bodrova, I. Koval, S. Marynenko

THERMAL INSULATION BUILDING MATERIALS OBTAINED FROM LOCAL TECHNOLOGICAL WASTE

The properties of thermal insulation building materials obtained from local technological waste, namely wood sawdust, straw chaff and buckwheat husk investigated. For the research, samples were produce in the form of a rectangular parallelepiped with the dimensions of standard ceramic single bricks 250x120x65 mm. Liquid glass used as a binder. In addition, the thermal conductivity of solid ceramic bricks and solid pine beam was investigated. For the research, the device has been designed and manufactured in accordance with the normative requirements for determining the coefficient of thermal conductivity of materials in stationary heat flux. Standardized methods for determining the coefficient of thermal conductivity of materials been applied. As the results of the research determined the thermal conductivity coefficients of the developed materials and the thermal resistance of the samples. The comparison of the thermal conductivity coefficients of the proposed materials with the classical building materials made. It was found that the thermal insulation properties of briquettes from sawdust, formed on liquid glass, were 11% higher than for solid pine beam. For briquettes with straw chaff and buckwheat husk, the thermal conductivity is lower than that of pine wood, respectively, by 49% and 31%.

Keywords*: thermal insulation, building materials, technological waste*

Постановка проблеми. Питанням зниження теплових витрат при експлуатації житлових будівель приділяють особливу увагу через підвищення цін на енергоносії та загострення екологічних проблем внаслідок їх спалювання. Для підвищення енергоефективності житла, збереження тепла в приміщені доцільно застосовувати в якості матеріалів для огороджувальних конструкцій матеріали, які мають низький коефіцієнт теплопровідності [1].

Теплопровідність матеріалів залежить від виду матеріалу, його пористості і характеру пор, вологості, середньої густини і середньої температури, при якій відбувається передача тепла [1]. В пористих матеріалів тепловий потік проходить через їх масу і пори, заповнені повітрям. Теплопровідність повітря дуже низька (λ=0,02 Вт/м·^{O}С), тому створюється значний термічний опір для проходження теплового потоку [1].

Актуальність теми досліджень зумовлена підвищенням вимог до енергетичної ефективності будівель, які включають показники питомого використання енергетичних ресурсів при будівництві, реконструкції, капітальному ремонті, до технологій і матеріалів, які дають можливість виключити нераціональне використання енергетичних ресурсів як в процесі будівництва, так і в процесі експлуатації. Застосування для будівельних теплоізоляційних матеріалів місцевих технологічних відходів знижує вартість сучасного енергоефективного житла,

© Я. Ковальчук, Г. Крамар, Л. Бодрова, І. Коваль, С. Мариненко

підвищує його екологічні показники. Такі будівлі стають конкурентоздатнішими на сучасному ринкові будівельної продукції.

Дослідження виконана на кафедрі будівельної механіки Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя в рамках Галузевої програми підвищення енергоефективності у будівельній галузі та енергетичної стратегії України на період до 2030 року [2].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Для забезпечення в приміщеннях вимог мікроклімату і обмеження витрати теплової енергії, що втрачається будівлею через стіни, потрібно щоб стіни мали достатні теплозахисні властивості. На теплозахисні властивості стін суттєвий вплив роблять теплофізичні властивості використовуваних будівельних матеріалів [1].

Вивчення теплопровідності будівельних матеріалів є однією з актуальних сучасних науково-технічних задач не лише в Україні, але й у світовому масштабі. Роботи в цьому напрямку особливо активізувалися на початку сьогоднішнього століття, коли розвиток будівництва і розширення гами сучасних будівельних матеріалів зумовили необхідність пошуку дієвих засобів боротьби з тепловими втратами [3…6].

Аналіз останніх досліджень і публікацій свідчить, що в питаннях вибору теплоізоляційних матеріалів недостатня увага приділяється застосуванню місцевих технологічних відходів різноманітних виробництв. Це може суттєво знизити вартість теплоізоляційних матеріалів.

Постановка завдань. В роботі поставлено мету отримання будівельних матеріалів з високими теплоізоляційними властивостями з екологічно чистої сировини низької вартості за рахунок використання технологічних відходів, які є в регіоні.

Для досягнення цієї мети в роботі вирішені такі завдання:

- вибрано сировину для теплоізоляційних будівельних матеріалів з місцевих технологічних відходів і в'яжучі матеріали для них;
- запропоновано методику теплотехнічних досліджень;
- виготовлені зразки і виконано дослідження їх теплотехнічних характеристик;
- виконано порівняння теплоізоляційних властивостей досліджених матеріалів з відповідними властивостями класичних будівельних матеріалів;
- запропоновано варіанти практичного застосування досліджених теплоізоляційних матеріалів.

Викладення основного матеріалу.

Дослідження теплотехнічних характеристик виконано для керамічної суцільної одинарної цегли, суцільного соснового бруса та трьох розроблених матеріалів з місцевих технологічних відходів. Для цих трьох розроблених теплоізоляційних будівельних матеріалів використано дешеву екологічну сировину, що є технологічними відходами місцевих виробництв, а саме дерев'яну тирсу, солом'яну січку і гречане лушпиння. В первинному (подрібненому) стані ці матеріали мають низький коефіцієнт теплопровідності λ. Так для сухої тирси λ=0,065…0,072 Вт/м·^{O}С. Крім того тирса є відходом деревообробного виробництва і, зберігаючи властивості деревини, має суттєво нижчу вартість в порівнянні з товарним брусом. Солом'яна січка і гречане лушпиння також є практично дармовою екологічною сировиною, які є в регіоні в достатній кількості і не знаходять інакшого застосування, крім спалювання.

Для дослідження виготовлено зразки зі вказаних матеріалів у вигляді прямокутного паралелепіпеда з розмірами стандартної цегли 250х120х65 мм В якості в'яжучого матеріалу прийняте рідке скло. Таке поєднання дає можливість отримати дешевий екологічний матеріал з високими теплоізоляційними властивостями.

Для отримання дослідних зразків з таких матеріалів виготовлено металеві форми (опалубки) за розмірами стандартної стінової цегли. Приготовлена ретельно перемішана суміш з висушеної подрібненої сировини (тирса, солом'яна січка, гречане лушпиння) і рідкого скла. Кількість в'яжучої речовини вибрана дослідним шляхом для отримання помірного зволоження сировини. Для отримання одного зразка використано 155 мл рідкого скла, що становить 8% від загального об'єму зразка. При формуванні отриманої суміші у формі застосовано ручне пресування з зусиллям 80…90 Н на всю площину поверхні формування. Виходячи зі складу матеріалів матеріали назвали відповідно тирсосилікат, соломосилікат і гречкосилікат (рис. 1).

© Я. Ковальчук, Г. Крамар, Л. Бодрова, І. Коваль, С. Мариненко



а *б* *в*

Рис. 1 **Зразки для дослідження: *а* – тирсосилікат; *б* – соломосилікат; *в* - гречкосилікат**

Висихання зразків перед теплотехнічними дослідженнями тривало впродовж 28 днів при кімнатній температурі і вологості.

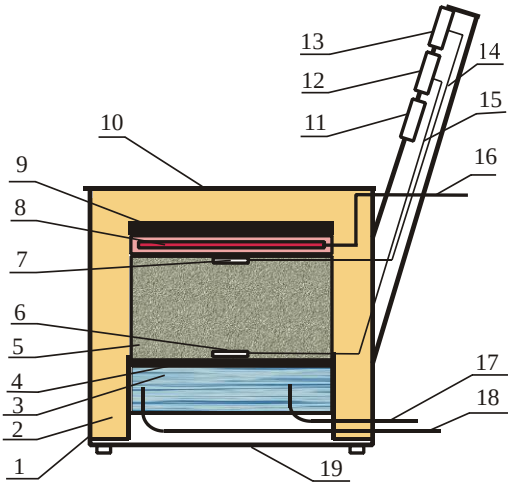
На підставі теоретичних основ теплотехнічних досліджень матеріалів за методом пластини [1] та вимог нормативних документів [5] розроблено конструкцію приладу для визначення коефіцієнта теплопровідності будівельних матеріалів Крім того були враховані і реалізовані конструктивні особливості промислового вимірювача теплопровідності ИТМ-МГ4.

Прилад розроблений для дослідження теплопровідності будівельних матеріалів. Для виключення масштабного чинника в результатах дослідження прийнято рішення розробити конструкцію для застосування зразків з розмірами стандартної одинарної керамічної цеглини, а саме 250х120х65 мм. Причому тепловий потік через зразок в приладі проходить перпендикулярно до граней 250х65 мм, що відповідає реальним умовам експлуатації цегли. Така конструктивна особливість приладу дає можливість адекватно порівнювати теплопровідність суцільної стінової цегли, як класичного будівельного матеріалу, з іншими досліджуваними матеріалами.

Тарування приладу виконано за допомогою попередньо висушеної суцільної керамічної цегли, теплотехнічні характеристики якої визначені на атестованому приладі.

Конструкцію приладу подано на рис. 2. та 3. Прилад складається зі стального коробчастого кожуха 1, внутрішня порожнина стінок в якому заповнена теплоізолюючим матеріалом (мінеральною ватою) 2. В нижній частині приладу встановлено рідинний охолоджувач 3, через який прокачується термоконстантна рідина, що забезпечує стабільну температуру контактної плити 4. На контактну плиту 4 встановлюють зразок для випробування 5 нижньою лицьовою граню, до якої закріплено термодавач нижнього термометра 6. На верхню лицьову грань зразка встановлено термодавач верхнього термометра 7 і нагрівник 8. Нижня частина нагрівника 8 виконана у вигляді контактної площадки за розміром зразка, а верхня частина – у вигляді масивної стальної плити 9 товщиною 6 мм для забезпечення постійного контактного зусилля між нагрівником і верхньою лицьовою поверхнею зразка. Зразок встановлюють для випробувань через верхню кришку 10, попередньо забравши з верхньої частини короба теплоізолятор 2, нагрівник 8 і плиту 9.

© Я. Ковальчук, Г. Крамар, Л. Бодрова, І. Коваль, С. Мариненко



1 – кожух; 2 – теплоізолятор; 3 – охолоджувач; 4 – контактна плита; 5 – зразок; 6 – нижній термодавач; 7 – верхній термодавач; 8 – нагрівник; 9 – притискач; 10 – верхня кришка; 11 – таймер; 12 – цифровий відліковий прилад нижнього термометра; 13 – цифровий відліковий прилад верхнього термометра; 14, 15 – провідники від термодавачів; 16 – мережевий шнур живлення; 17, 18 – напірний і зливний патрубки охолоджувача; 19 – нижня кришка

Рис. 2. **Конструкція приладу для експериментального визначення коефіцієнта теплопровідності будівельних матеріалів (осьовий переріз)**

Для контролю за параметрами випробувань на приладі встановлено таймер 11, цифрові відлікові прилади термометрів: нижнього 12 та верхнього 13 для контролю температури відповідно на нижній та верхній лицьових гранях зразка.

На конструктивній схемі, крім описаних елементів, показані електоропровідники між здавачами 6, 7 та відповідними відліковими приладами термометрів 12 та 13, мережевий шнур 16 для живлення нагрівника, напірний та зливний патрубки охолоджувача 17 і 18, через які пропускають термоконстантну рідину, та нижня кришка приладу 19.



а *б* *в*

Рис. 3. **Фото приладу для експериментального визначення коефіцієнта теплопровідності будівельних матеріалів: *а* – зі знятою кришкою; *б* – відлікова частина; *в* – в процесі експерименту**

Експериментальне визначення коефіцієнта теплопровідності будівельних матеріалів виконано з врахуванням методичних особливостей, які розроблені і використані іншими дослідниками [3, 5].

Перед початком експериментальних досліджень слід перевірити роботу нагрівника та термометрів (перед ввімкненням нагрівника обидва прилади повинні показувати однакову температуру, яка рівна температурі повітря в приміщенні).

Перед початком досліджень визначено густину теплового потоку приладу q за допомогою еталонного зразка – суцільної керамічної цегли за відомим коефіцієнтом теплопровідності λ. Отримати це значення розрахунковими методами досить важко, оскільки тепло в нагрівнику приладу витрачається не лише на нагрівання зразка, але й елементів приладу та навколишнього середовища, не дивлячись на наявну теплоізоляцію. Коефіцієнт теплопровідності λ для еталонного

© Я. Ковальчук, Г. Крамар, Л. Бодрова, І. Коваль, С. Мариненко

зразка визначено на сертифікованому промисловому вимірювачі теплопровідності ИТМ-МГ4. Для цього використовують залежність (1):

$$q = \frac{\lambda}{\delta}(\tau_{si} - \tau_{se}),\ \text{Вт/м}^2, \tag{1}$$

де δ – товщина зразка; τ_{si} і τ_{se} – значення температури на протилежних поверхнях зразка за умов стаціонарного теплового потоку.

В прилад встановлюють еталонний зразок і вмикають нагрівання. Фіксують покази нижнього і верхнього термометра згідно з нормативними вимогами через 300 с аж до встановлення стаціонарного теплового потоку, тобто коли покази термометрів, визначені за результатами 5 послідовних вимірювань, відрізняються один від одного не більше 1%, при цьому ці величини не зростають і не спадають монотонно. Після встановлення стаціонарного теплового потоку за формулою (1) визначають його густину q, враховуючи температуру за показами термометрів [5].

Забезпечивши стабільною температуру в охолоджувачі прокачуванням термоконстантної рідини, виконують дослідження теплопровідності зразків з невідомими теплотехнічними характеристиками в тій же послідовності.

Значення коефіцієнта теплопровідності λ для досліджуваного матеріалу визначено за залежністю, отриманою з формули (1), а саме

$$\lambda = q\frac{\delta}{\tau_{si} - \tau_{se}},\ \text{Вт/м·град} \tag{2}$$

Термічний опір зразка визначено за залежністю:

$$R_k = \frac{\delta}{\lambda},\ \text{м}^2\text{·град/ Вт} \tag{3}$$

Визначають геометричні розміри зразка, його масу, вологість та інші характеристики і заносять їх значення в протокол експериментальних досліджень.

За описаною вище методикою виконано дослідження теплотехнічних характеристик виконано для суцільної керамічної цегли, соснового дерев'яного бруса, тирсосилікату, соломосилікату і гречкосилікату.

Метрологічні характеристики досліджених зразків подано в табл. 1.

Таблиця 1

Метрологічні характеристики досліджених зразків

Матеріал	$m_в$, кг	δ, м	V, м^3	ρ, кг/м^3
Суцільна керамічна цегла	3,644	0,120	$1{,}93\cdot10^{-3}$	1888
Дерев'яний брус (сосна)	0,860	0,120	$1{,}93\cdot10^{-3}$	446
Тирсосилікат	1,079	0,120	$1{,}93\cdot10^{-3}$	559
Соломосилікат	0,825	0,120	$1{,}93\cdot10^{-3}$	427
Гречкосилікат	0,858	0,120	$1{,}93\cdot10^{-3}$	445

Для дослідження теплотехнічних характеристик дерев'яного бруса використано зразок з сосни, висушеного впродовж 5 років під навісом на відкритому повітрі. Передбачена така конструкція зразка, що тепловий потік проходитиме перпендикулярно до напрямку волокон.

Виявлену динаміку проходження теплового потоку через тирсосилікат подано в табличній (табл. 2) і графічній (рис. 4) формах.

© Я. Ковальчук, Г. Крамар, Л. Бодрова, І. Коваль, С. Мариненко

Таблиця 2

Експериментальні результати проходження теплового потоку через тирсосилікат

№ зп	Час, z, хв	Температура τ_{si}, ^{O}C	Температура τ_{se}, ^{O}C		№ зп	Час, z, хв	Температура τ_{si}, ^{O}C	Температура τ_{se}, ^{O}C
1	0	19	19		8	210	56,6	17,0
2	30	21,4	18,6		9	240	59,2	17,1
3	60	28,2	18,2		10	270	60,8	17,1
4	90	34,6	17,6		11	300	61,0	17,2
5	120	45,1	17,1		12	330	61,1	17,2
6	150	50,0	16,8		13	360	61,1	17,2
7	180	54,1	17,0					

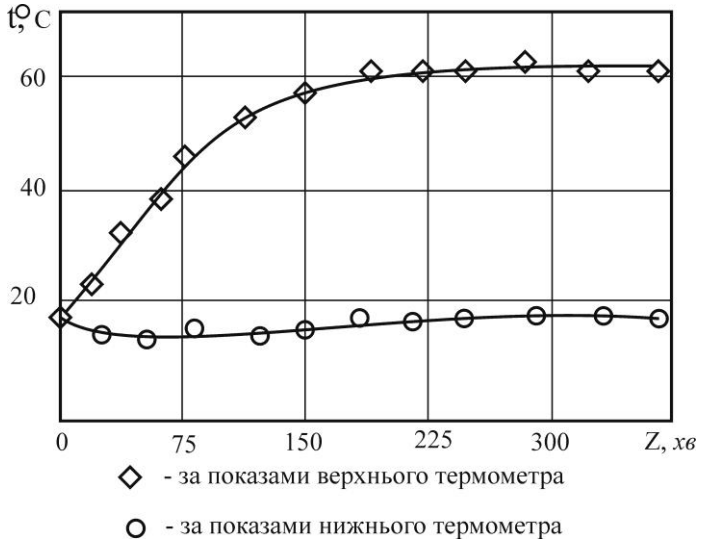


Рис. 4 **Динаміка проходження теплового потоку через тирсосилікат**

Теплотехнічні характеристики, а саме коефіцієнт теплопровідності λ та термічний опір R_k тирсосилікатного зразка отримано за результатами розрахунків на підставі експериментальних даних (τ_{si}, τ_{se}, q) за формулами (2) і (3) відповідно.

Аналогічні дослідження виконані й для інших матеріалів. Отримані на основі експериментальних досліджень значення їх теплотехнічних характеристик подано в табл. 3.

Таблиця 3

Теплотехнічні характеристики досліджених зразків

Матеріал	τ_{si}, ^{O}C	τ_{se}, ^{O}C	$\Delta\tau$, ^{O}C	q, Вт/м^2	λ, Вт/м·^{O}C	R_k, м^2·град/Вт
Суцільна керамічна цегла	34,3	20,1	14,2	50,1	0,423	0,283
Дерев'яний брус (сосна)	66,3	17,4	48,9	50,1	0,152	0,790
Тирсосилікат	61,1	17,2	43,9	50,1	0,137	0,876
Соломосилікат	75,7	16,8	58,9	50,1	0,102	1,176
Гречкосилікат	68,9	17,1	51,8	50,1	0,116	1,034

За результатами аналізу експериментальних досліджень теплотехнічних характеристик розроблених матеріалів з місцевих технологічних відходів очевидно, що вони мають досить хороші теплоізолюючі властивості. Це дає можливості для їх перспективного застосування в будівництві.

Висновки. Виконано порівняння коефіцієнтів теплопровідності запропонованих матеріалів з класичними будівельними матеріалами. Виявлено, що теплоізоляційні властивості брикетів з тирси, сформованих на рідкому склі, на 11% вищі, ніж для суцільного соснового бруса. Для брикетів з солом'яної січки і гречаного лушпиння теплопровідність нижча, ніж в соснового бруса, відповідно на 49% і 31%. Отже, запропоновані матеріали, отримані з місцевих технологічних

відходів, заслуговують уваги для подальших досліджень їх властивостей (міцність, вологостійкість, довговічність, пожежна безпека тощо) і застосування в будівництві.

Список використаних джерел.

1. Маляренко В.А. Основи теплофізики будівель і енергозбереження. – Харків : САГА, 2006. – 220 с.
2. Енергетична стратегія України на період до 2030 року: Розпорядження Кабінету Міністрів України від 15.03.2006 № 145-р (із змінами) – Режим доступу: http://zakon1.rada.gov.ua/
3. Експериментальний пошук шляхів визначення теплотехнічних властивостей одиночних керамічних виробів / В.В. Шульгін, Т.С. Кугаєвська, О.М. Гнатко, Є.М. Покрасенко // Науковий вісник будівництва № 64. – Харків: ХДТУБА, ХОТВ АБУ, 2011.– С.325 – 330.
4. ДБН В.2.6-31:2006. Теплова ізоляція будівель. – К.: Мінбуд України, 2006. – 66 с.
5. ДСТУ Б В.2.7-105-2000 (ГОСТ 7076-99). Матеріали і вироби будівельні. Метод визначення теплопровідності і термічного опору при стаціонарному тепловому режимі. – К.: Держбуд України, 2001. – 21 с.
6. ДСТУ Б В.2.6-101:2010. Конструкції будинків і споруд. Метод визначення опору теплопередачі огороджувальних конструкцій. – К.: Мінрегіонбуд України, 2010. – 84 с.

Рецензенти:

Пік Андрій Іванович, завідувач кафедри будівельних конструкцій Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя, к.т.н., доц.

Каспрук Богдан Петрович, головний інженер ТОВ «Смарттехбуд».

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© Я. Ковальчук, Г. Крамар, Л. Бодрова, І. Коваль, С. Мариненко

УДК 621.791.3

В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк
Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ПАЯННЯ МАТЕРІАЛІВ ЗІ ЗНАЧНОЮ РІЗНИЦЕЮ КОЕФІЦІЄНТІВ ТЕМПЕРАТУРНОГО ЛІНІЙНОГО РОЗШИРЕННЯ

Методом лежачої краплі в вакуумі $1x10^{-3}$ Па в широкому температурному інтервалі вивчено змочування кварцового скла та алюмінієвих сплавів марки АМц легкоплавкими металевими розплавами. Для покращення змочування на поверхні матеріалів наносили металеві покриття з Cu, Ag, Ni (для АМц) і Mo, Mo-Cu, Ti, Ti-Cu (для SiO_2). Розроблені припої, методи з`єднання і технологічні процеси паяння кварцового скла з алюмінієвими сплавами.

Ключові слова: *змочування, кварцове скло, алюмінієві сплави, металеві покриття, паяння.*

В.П. Красовский, И.И. Габ, Б.Д. Костюк, Н.А. Красовская, Т.В. Стецюк

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПАЙКИ МАТЕРИАЛОВ СО ЗНАЧИТЕЛЬНОЙ РАЗНИЦЕЙ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕМПЕРАТУРНОГО ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ

Методом лежащей капли в вакууме $1x10^{-3}$ Па в широком температурном интервале изучено смачивания кварцевого стекла и алюминиевых сплавов марки АМц легкоплавкими металлическими расплавами. Для улучшения смачивания на поверхности материалов наносили металлические покрытия с Cu, Ag, Ni (для АМц) и Mo, Mo-Cu, Ti, Ti-Cu (для SiO_2). Разработанные припои, методы соединения и технологические процессы пайки кварцевого стекла с алюминиевыми сплавами.

Ключевые слова: *смачивание, кварцевое стекло, алюминиевые сплавы, металлические покрытия, пайка.*

V.P. Krasovskyy, I.I. Gab, B.D. Kostyuk, N.A. Krasovskaya, T.V. Stetsyuk

DEVELOPMENT OF THE TECHNOLOGICAL PROCESS OF MATERIALS SOLDERING WITH A SIGNIFICANT BY DIFFERENCE OF THE COEFFICIENTS OF TEMPERATURE LINEAR EXPANSION

The wetting of quartz glass and aluminum alloys by low-melting metal melts in a vacuum of $1x10^{-3}$ Pa at wide temperature range using the sesille drop method was studied. Pure metals indium, tin, lead and their alloys do not wet quartz glass and poorly wet aluminum alloys (this is due to the presence of an oxide film on the surface of aluminum).The metal coatings with Cu, Ag, Ni (for aluminium alloys) and Mo, Mo-Cu, Ti, Ti-Cu (for SiO_2) on the surface of materials to improve wetting were applied. The use of metal coatings reduces the soldering temperature to 550–600 ℃ (this is very important for aluminum alloys) and the process time, which has a positive effect on the quality of brazed joints. Developed solders, joining methods and technological processes of soldering quartz glass with aluminum alloys.

Keywords: *wetting, quartz glass, aluminum alloys, metal coatings, soldering*

Постановка проблеми. В наш час розроблено великий клас оксидних матеріалів – це кераміка, сапфір, ситали, скло, в тому числі кварцове скло. Вони використовуються в приладо-, машино-, авіо- та ракетобудувані, оптиці і інших галузях народного господарства. Ці матеріали є інертними до ряду агресивних середовищ, в тому числі до більшості металевих розплавів, вони крихкі, мають відносно невелику міцність на згин або розрив, значно менший ніж у металів коефіцієнт температурного лінійного розширення (КТЛР). Ці властивості впливають на особливості технологічних процесів виготовлення виробів з таких матеріалів. Одним з найбільш застосовуваним оптично прозорим матеріалом є кварцове скло, яке має широкий спектр використання від СВЧ-систем до космічної і криогенної техніки. Можливість використання кварцового скла в різних технічний пристроях залежить від розробки способів отримання нероз'ємних з'єднань з іншими матеріалами, в першу чергу, з металевими сплавами. До головних способів з'єднання кварцового скла, що дозволяють отримувати герметичні, вакуумнощільні з'єднання, які можуть витримувати експлуатаційні навантаження, відноситься безпосереднє паяння за допомогою адгезійно-активних припоїв або паяння металевими припоями після металізації поверхні неметалу. Для з'єднання-паяння кварцового скла з металевими деталями найчастіше деталі виготовляються з залізо-нікелевих сплавів. Це пов'язано з близькими коефіцієнтами термічного розширення таких сплавів і кварцу, а також досить гарним змочуванням металевих деталей різними, в тому числі, легкоплавкими розплавами. Для здешевлення паянних виробів в якості металевого корпусу запропоновано використовувати алюміній, або його сплави. Легкоплавкі припої (сплави на основі олова, кадмію, свинцю, індію) не змочують алюміній через наявність міцної і щільною оксидної плівки на його поверхні. Пошук методів покращення змочування алюмінієвих сплавів легкоплавкими металевими розплавами, розробка припоїв,

© В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк

технологічних процесів паяння та виготовлення з'єднань кварцового скла з алюмінієвими сплавами є важливою науковою і практичною проблемою.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Паяння матеріалів включає широкий комплекс фізико-хімічних явищ, що протікають у твердій, рідкій і газоподібній фазах — дисоціація і відновлення, випар, змочування і капілярне розтікання, дифузія і розчинення, адсорбційне зниження міцності й інші процеси. Характер взаємодії матеріалів при утворенні спаїв визначається електронною будовою їхніх атомів, валентністю, співвідношенням атомних радіусів, потенціалом іонізації атомів [1-2]. З'єднання (паяння або зварювання) алюмінію та його сплавів потребує постійного удосконалення, що пов'язано з низькими температурами плавлення, високим КТЛР (при 600 °С α = 27,9х10^{-6} $К^{-1}$ [3]) і наявністтю міцної оксидної плівки на поверхні металу. Слід зазначити, що металеві конструкції звичайно погано змочуються припійними розплавами. Це головним чином зв'язано з наявністю оксидної плівки, що утворюється на поверхні більшості рідких і твердих металів. Наявність оксидної плівки на поверхні розплаву і твердого металу перешкоджає взаємодії розплаву припою з металом, який паяється. Це особливо актуально при паяні низькотемпературними припоями. Легкоплавкі припої (сплави на основі олова, індію, свинцю) не змочують поверхню алюмінію бо на його поверхні існує міцний і щільний оксид. Ці припої мають високу пластичність, що дозволяє отримувати паянні з'єднання матеріалів, які значно не співпадають по КТЛР. Встановлено, що плівку потрібно видаляти не тільки з поверхні металу, що паяється, але і з поверхні рідкого припою. Це досягається застосуванням флюсів, активних газових середовищ, вакууму, а також фізико-механічних способів руйнування оксидної плівки.

Первинно плівка, що утворюється на металі може мати як аморфну, так і кристалічну структуру [2]. Наприклад, первинна оксидна плівка на міді з самого початку має кристалічну будову. При окисленні металам властива тенденція до збереження в оксидних плівках атомної структури металу. При цьому чим тонше оксидна плівка, тим повніше подібність в орієнтації кристалів металу і кристалів плівки. При подальшому окисленні зі збільшенням товщини плівки в її структурі відбуваються перетворення, в результаті яких утворюються звичайні оксиди з властивими їм параметрами кристалічної решітки і щільністю. При кімнатній температурі в атмосфері повітря спочатку окислення металу йде швидко, але при досягненні певної товщини плівки процес окислення практично закінчується. Так, при окисленні міді приблизно через 2 години товщина плівки досягає $24 \cdot 10^{-10}$ м і потім майже не змінюється [4].

Алюміній має від'ємний окислювально-відновний потенціал (-1,66 В). Хімічно це означає найбільш стабільний стан на найнижчому енергетичному рівні. При контакті з киснем алюміній прагне повернутися до більш низького енергетичного рівня у вигляді оксиду алюмінію. Через його високу спорідненості до кисню ця реакція відбувається миттєво. Позитивна зміна ентальпії реакції окислення алюмінію вказує на те, що цей процес є екзотермічним, тобто йде з виділенням енергії [5]. Товщина оксидної плівки досить тонка – від 1 до 3 нм в залежності від сплаву і температури утворення оксиду (до 300 °С). На рисунку 1 показано поступове збільшення товщини оксидної плівки на чистому алюмінії при її утворенні при температурі від кімнатної до 400−500 °С. Потім відбувається розрив в швидкості окислення і різке збільшення товщини оксидної плівки до 20 нм.

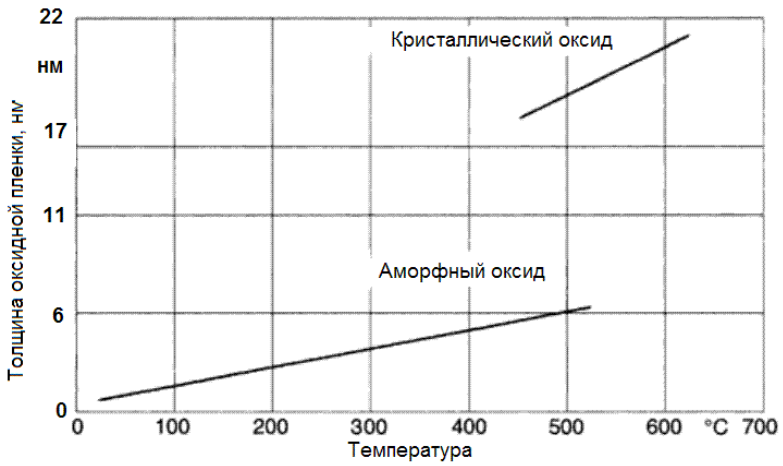


Рис. 1. **Товщина оксидної плівки на твердому алюмінії**

© В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк

Причиною цього вважається перехід від аморфної структури оксиду алюмінію до його кристалічної структури [6]. В ході плавлення захисна оксидна плівка руйнується, і окислення алюмінію починається знову, але вже при більш високій температурі. На поверхні розплаву алюмінію встановлюється стабільна оксидна плівка, товщина якої повільно збільшується в часі. З ростом температури розплаву швидкість окислення алюмінію зростає. Вона досить повільно зростає аж до інтервалу температури від 760 до 780 °С, а потім має місце різке збільшення швидкості окислення, як це показано на рисунку 2 [6].

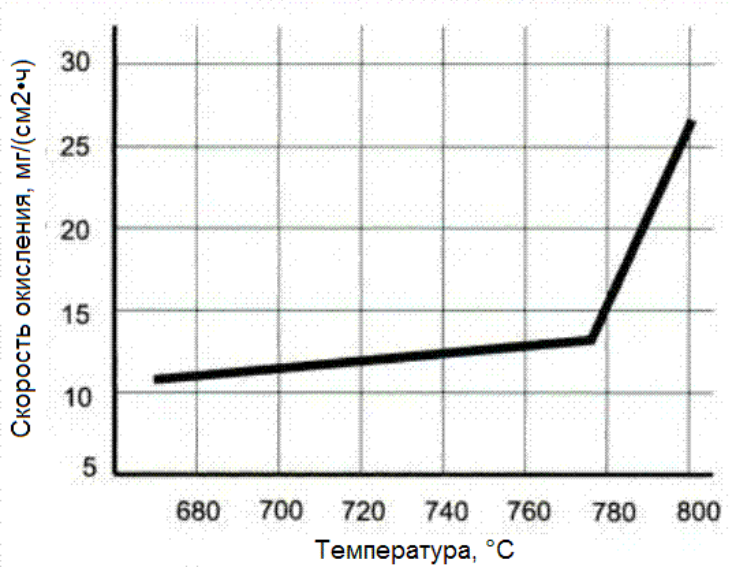


Рис. 2. **Підвищення швидкості окислення алюмінію з температурою**

При виконанні паяння в повітряному середовищі з метою поліпшення якості шва й умов паяння використовують флюси. При термічній активації процесу хімічної взаємодії та масопереносу в системі припій–алюміній в інтервалі температур 200–450 °С для руйнування оксиду Al_2O_3 часто використовуються реактивні низькотемпературні флюси [7–9]. Метали, що відновлені алюмінієм, активують поверхні матеріалу, який паяється і легує припій, а хімічні сполуки, що дисоціюються при температурі паяння, можуть створювати газове середовище, яке здатне відновлювати оксид та захищати паяльний шов від окислення [10–12].

Для проведення низькотемпературного паяння в вакуумі і руйнування плівки оксиду алюмінію можливо наносити на поверхню алюмінієвих сплавів або додавати в припій компоненти, які утворюють з алюмінієм низькотемпературні евтектики, наприклад мідь або срібло. Завдяки дифузії цих металів через оксидну плівку при нагріванні відбувається розчинення припою і змочування поверхні алюмінієвого сплаву. Металеві покриття можливо наносити на поверхні різними способами у вигляді пасти [13–15], або плівки активних металів способом електронно-променевого випаровування металів у вакуумі [16–17]. Такі покриття забезпечують розтікання припійного розплаву при більш низьких температурах, полегшують технологічний процеес, а також служать мостом між кварцовим склом і алюмінієвої деталю, виступають проміжним шаром для з'єднання.

Головною властивістю припою є змочування поверхонь матеріалів, що з'єднуються, яка характеризується крайовим кутом змочування. Кут змочування вказує на можливість паяння та ступінь заповнення паяльного зазору, а також слугує показником міцності адгезійного зв'язку припою з матеріалом, що паяється. При поганому змочувані ($\theta > 90°$) капілярні сили виштовхують припій з паяльного зазору, утворюючи при цьому між деталями, що з'єднуються, неміцний шов, який є не суцільним [1].

Явище змочування широко поширено в природі і техніці і грає важливу, а іноді і визначальну роль в протіканні багатьох природних і технологічних процесів. В даний час, поряд з вивченням загальних закономірностей змочування, виникла необхідність виявлення специфічних особливостей змочування в різних системах і процесах. Вивчення змочування і адгезії металевих розплавів до твердих тіл, капілярних і контактних властивостей металевих розплавів є дуже актуальним при розробці нових припійних, композиційних і конструкційних матеріалів [18–20].

© В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк

Характер змочування зумовлюється, перш за все, фізико-хімічною взаємодією на поверхні розділу фаз. Інтенсивність цієї взаємодії визначає ступінь змочування, яке характеризується величиною крайового кута змочування – кута між поверхнями рідини і твердого тіла на границі з навколишнім середовищем. Основними параметрами, які характеризують капілярні властивості рідини, є крайовий кут змочування рідиною твердого тіла (θ), поверхневий натяг рідини ($\sigma_{рг}$) і енергетична характеристика – робота адгезії (W_A), яка характеризує міцність прилипання рідини до твердого тіла.

Рівноважний крайовий кут залежить від поверхневих натягів на границі розділу фаз, які беруть участь в змочуванні. Для кожної системи при даних зовнішніх умовах рівноважний крайовий кут має певне значення і відповідно до рівняння Юнга дорівнює:

$$\sigma_{рг} \cos\theta = \sigma_{тг} + \sigma_{тр} \quad (1)$$

Визначення величини крайового кута, тобто ступеня змочування рідкими металами поверхні твердих тіл дозволяє встановити енергетичну характеристику взаємодії в системі – роботу адгезії, яка визначається рівнянням Дюпре:

$$W_A = \sigma_{тг} + \sigma_{рг} - \sigma_{тр} \quad (2)$$

Комбінуючи рівняння (1) і (2) можна отримати залежність роботи адгезії від крайового кута змочування:

$$W_A = \sigma_{жг} (1 + \cos\theta) \quad (3)$$

Користуючись рівнянням (3), за допомогою величин крайового кута і поверхневого натягу, які отримують експериментально, можна розрахувати роботу адгезії в системі металевий розплав – тверде тіло.

Теоретично для металізації твердої поверхні і затікання припою в капілярний зазор при паянні і утриманні його в зазорі крайовий кут змочування повинен бути менше 90°. Це випливає з відомого співвідношення для капілярного тиску **P**, яке повинно бути позитивним:

$$P \approx \frac{\sigma \cos\theta}{d} \quad (4),$$

де d – ширина плоского капіляра. Практично для гарної металізації і для формування якісного паяного шва необхідно, щоб крайовий кут змочування був досить малий (~ 5–20°).

Постановка завдань. Метою даного дослідження є вивчення змочування алюмінієвого сплаву АМц та кварцового скла низькотемпературними металевими розплавами, використовуючи металеві покриття, що нанесені на поверхні матеріалів, а також розробка припоїв та технологічних процесів отримання вакуумнощільних паяних з'єднань кварцового скла з алюмінієвими сплавами, які будуть працювати в інтервалі температур -50 – +200 °С.

Викладення основного матеріалу. Дослідження змочування виконували методом лежачої краплі з застосуванням способу капілярного очищення розплаву в процесі експерименту [21] у вакуумі $2 \cdot 10^{-3}$ Па в температурному інтервалі 400–600 °С. Витискання краплі розплаву через графітовий капіляр з отвором діаметром ~ $1 \cdot 10^{-3}$ м дозволяло проводити роздільне нагрівання краплі і підкладки, здійснювати капілярне і термовакуумне очищення розплаву, виконувати термовакуумне очищення підкладки (рис. 3).

В якості твердої фази вибрані підкладки оксиду кремнію (кварцове скло КВ з вмістом 99,95% SiO_2) і алюмінієвого сплаву АМц (хімічний склад % (мас.): Al-97,8; Mn-1,3; Fe-0,6; Si-0,3), які заздалегідь шліфували та полірували до шорсткості поверхні 0,01 мкм. Перед дослідженнями підкладки очищували за допомогою ацетону і спирту та проводили відпал оксиду в вакуумі при температурі 1000 °С. Як рідку фазу використовували Pb марки ОВЧ та його сплави з In марки 000 (Pb–15 ваг. % In), Sn марки ОВЧ-000 (Pb–40 ваг. % Sn), Ag – чистота 99,999% (Pb–2,5 ваг. % Ag), а також металеві покриття – мідь марки В3 (чистотою 99,995%), електролітичний нікель, іодідний титан, молібден. Срібло, олово та індій попередньо плавили при 1000 °С і свинець при 650 °С в графітових тиглях у вакуумі $2 \cdot 10^{-3}$ Па. Покриття з міді, нікелю, срібла, титану та молібдену наносили на підкладки методом електронно-променевого випаровування металів у вакуумі [22].

© В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк

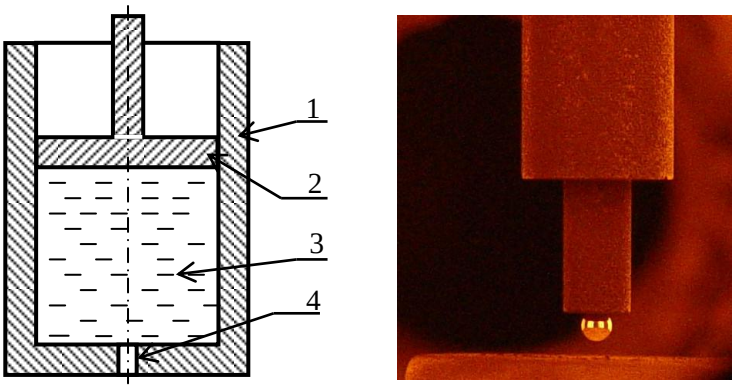
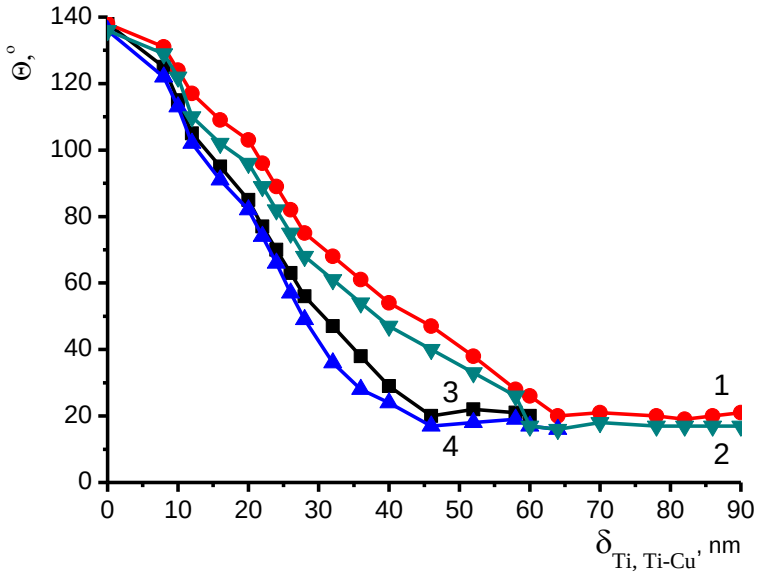


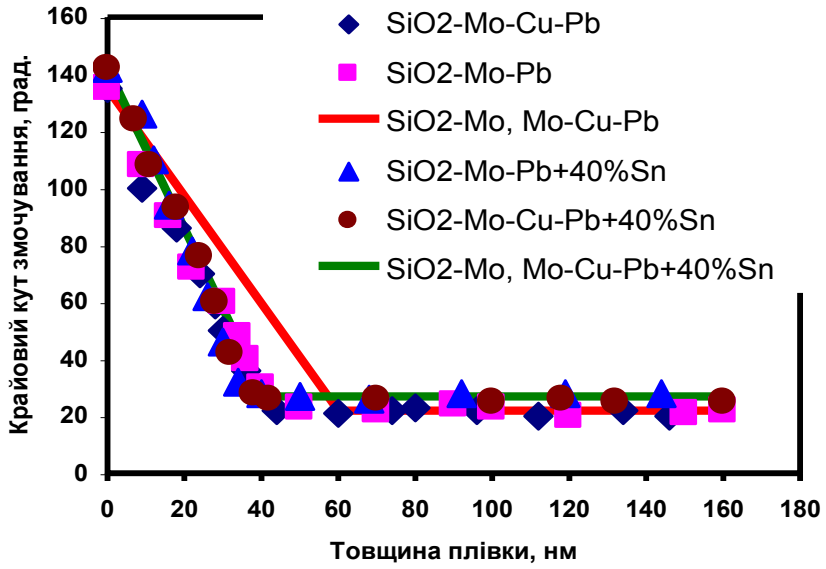
Рис. 3. **Графітова крапельниця для очищення металевого розплаву: 1 — товкач, 2 — крапельниця, 3 — металевий розплав, 4 — капілярний отвір**

При паянні кварцового скла тонкі адгезійно-активні металеві покриття, наприклад з молібдену або титану, необхідно захищати від окислення, а також покращувати їхнє змочування припійними сплавами, наносячи другий шар металу – Cu, Ni, Ag, який менше окислюється та краще змочується. Підбір пар металів для покриття Mo–Cu, Ti–Cu обумовлений різною їх взаємодією [23]. Система Ti–Cu характеризується сильною взаємодією компонентів (згідно діаграми стану в усьому інтервалі концентрацій є чотири интерметаліди). Взаємодія Mo з Cu менше: практично відсутня взаємна розчинність компонентів в твердому стані і спостерігається не змішуваність компонентів в рідкому стані. На рис. 4 представлені залежності крайового кута змочування від товщини металевих покриттів. В області тонких плівок при постійній товщині мідного покриття δ_{Cu} = 100 нм (для подвійних плівок) змочування поліпшується лінійно з ростом товщини плівки до порогової товщини (змочування матеріалу плівки). Для системи SiO_2 / Mo–Cu і Mo при змочуванні свинцем і його сплавами одинарної і подвійних плівок результати суттєво не відрізняються. Це пояснюється тим, що мідь погано взаємодіє з молібденом і розчиняється в свинці. Для системи SiO_2 / Ti–Cu і Ti подвійна плівка змочується краще одинарної. Це пов'язано зі збільшенням сумарної товщини подвійної плівки в порівнянні з одинарною [24].

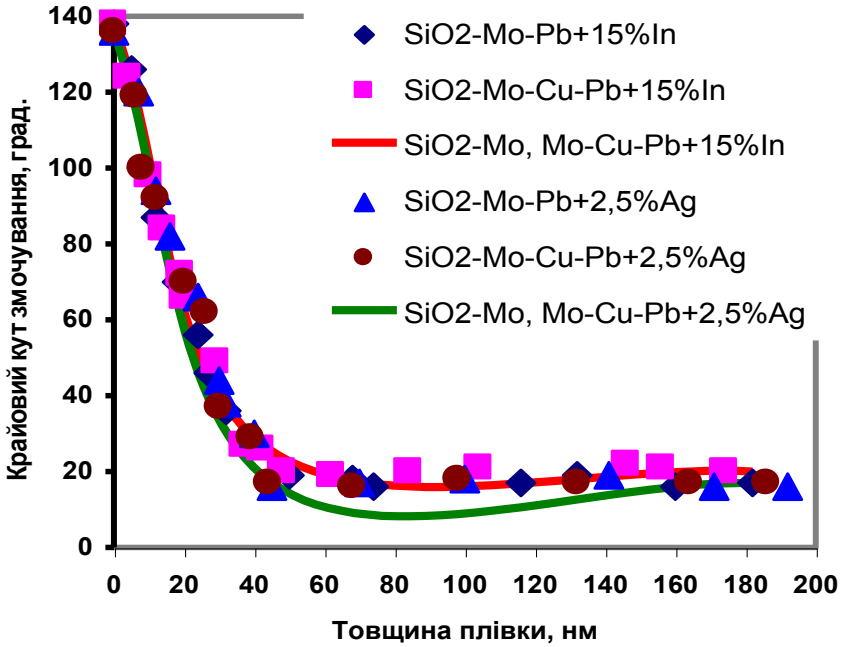


а. Система:1 – SiO_2 – плівка Ti – Pb-15 ваг. % In; 2 – SiO_2 – плівка Ti – Pb-2,5 ваг. % Ag; 3 – SiO_2 – плівка(Ti–Cu) – Pb-15 ваг. % In; 4 – SiO_2 – плівка (Ti–Cu) – Pb-2,5 ваг. % Ag.

© В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк



б.Системb SiO_2 – плівки (Mo, Mo–Cu) – Pb; Pb – 40 ваг. % Sn.



в.Системи SiO_2 – плівки (Mo, Mo–Cu) – Pb-2,5 ваг. % Ag; Pb-15 ваг. % In/

Рис. 4. **Змочування металевих плівок, що нанесені на кварцове скло, розплавами на основі свинцю**

Для розробки технологічного процесу з'єднання сплаву АМц з кварцовим склом може бути ефективна технологія з металізацією поверхні обох матеріалів. Було вивчено вплив покриттів міді, срібла і нікелю, нанесених на сплав АМц, на змочування низькотемпературними розплавами на основі свинцю (табл. 1).

© В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк

Таблиця 1.

Результати змочування металевих покриттів, нанесених на сплав АМц, припоями на основі свинцю

Сплав, % (ваг.)	Плівка, δ, нм	Т, °С	Час, хв	Крайовий кут змочування, θ°
Pb	Ag δ=630	400 450 500	20 20 10	30 24 16
Pb—15 In	Ag δ=630	400 450 500	20 20 10	23 18 13
Pb—40 Sn	Ag δ=630	400 450 500	20 20 20	32 26 18
Pb—2,5 Ag	Ag δ=630	400 450 500	20 20 20	25 16 12
Pb	Cu δ=800	400 450 500	20 20 10	35 32 26
Pb—15 In	Cu δ=800	400 450 500	20 20 10	33 26 22
Pb—40 Sn	Cu δ=800	400 450 500	20 20 20	42 35 29
Pb—2,5 Ag	Cu δ=800	400 450 500	20 20 20	35 24 17
Pb	Ni δ=410	400 450 500	20 40 40	123 98 71
Pb—15 In	Ni δ=410	400 450 500	40 40 10	79 35 11
Pb—40 Sn	Ni δ=410	400 450 500	20 20 20	95 71 48
Pb—2,5 Ag	Ni δ=410	400 450 500	40 40 20	122 99 75

З таблиці видно, що металеві плівки міді, срібла і нікелю покращують змочування свинцевими сплавами алюмінієвого сплаву АМц, при цьому знижується температура початку процесу змочування. Таким чином, низькотемпературні припої на основі свинцю та мідне покриття, нанесене на деталі, що паяються, можуть бути використані для паяння алюмінієвого сплаву АМц з кварцовим склом.

Висновки. Проведені дослідження по змочуванню кварцового скла і промислового алюмінієвого сплаву АМц низькотемпературними розплавами на основі свинцю і його сплавами з індієм, оловом і сріблом показали, що ці сплави можуть бути використані в якості припоїв для паяння сплаву АМц з кварцом. Особливо слід звернути увагу на можливість використання металевих плівок (Cu, Ag), як покриття, що наноситься на алюмінієвий сплав та плівок Mo–Cu, що наноситься на кварцове скло, які знижують температуру процесу з'єднання-паяння.

© В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк

Список використаних джерел:

1. Найдич Ю. В. Пайка неметаллических тугоплавких материалов. Достижения и перспективы. // Современное материаловедение. XXI век. – К.: Наук. думка, 1998. – С. 529–562.

2. Петрунин И.Е. Пайка металлов / И.Е. Петрунин, С.Н. Лоцманов, Г.А. Николаев – М. : Металлургия, 1973. – 280 с.

3. www.thermalinfo.ru.

4. Эванс Ю.Р. Коррозия и окисление металлов. Пер. с англ. М.: Машгиз, 1962. – 420 с.

5. www.aluminium-guide.ru.

6. Schmitz Ch. Handbook of aluminim recycling – Publisher: Vulkan-verlag GmbH, 2006. – 510 p.

7. Сабадаш О.М. Пайка алюминия припоями на основе олова с использованием реактивных флюсов // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 2007. – № 40. – С. 82–90.

8. Хорунов В.Ф. Реактивный фторидный флюс для пайки алюминия и разнородных соединений / В.Ф. Хорунов, О.М. Сабадаш // Там же – 2006. – № 39. – С. 68–76.

9. Ikeshoji T.-T. Benefit of wider gap at brazing aluminium alloys to stainless steels in the air using the flux containing zinc / T.-T. Ikeshoji, S. Liu, A. Suzumura, T. Yamazaki // Proceedings. 8rd Internat. Conf. “Brazing, High Temperature Brazing and Diffusion Welding”(LŐT-2007) June, 19–21. 2007, Aachen, Germany. – 2007. – CD-ROM. – P. 242–248.

10. Никитинский А.М. Пайка алюминия и его сплавов – М.: Машиностроение, 1983. – 192 с.

1. Лашко С.В. Пайка металлов / С.В. Лашко, Н.Ф. Лашко – М.: Машиностроение, 1988. – 376 с.

12. Справочник по пайке / Под ред. И.Е. Петрунина. – М.: Машиностроение, 2003. – 480 с.

13. Журавлев В.С. Влияние серебра в титановом покрытии на смачиваемость окисных материалов свинцом / [В.С. Журавлев, Н.Ф. Ищук, В.В. Бекетов] // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1981. – Вып. 7. – С. 98–100.

14. Рубашов А.М. Термостойкие диэлектрики и их спаи с металлами в новой технике / [А.М. Рубашов, Г.И. Бердов, Н.В. Гаврилов и др.] – М. : Атомиздат, 1980. – 246 с.

15. Керамика и ее спаи с металлами в технике. – М. : Атомиздат, 1969. – 230 с.

16. Найдіч Ю.В. Кінетика диспергування при відпалі у вакуумі цирконієвих наноплівок, нанесених на неметалеві матеріали / Ю.В. Найдіч, І.І. Габ, Т.В. Стецюк и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2017. – **39**, № 7. – С. 881–892.

17. Naidich Yu.V. Kinetics of fragmentation during annealing in vacuum of titanium nanofilms deposited onto non-metallic materials / [Yu.V. Naidich, I.I. Gab, T.V. Stetsyuk ibid.] // Physics & Chemistry of Solid State. – 2017. – **18**, No.2. – P. 158–165.

18. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. – К.: Наук. думка, 1972, – 196 с.

19. Eusthatopolous N. Wettability at high temperatures / N. Eusthatopolous, M.G. Nicholas, B. Drevet – Amsterdam: Pergamon, 1999. – 420 p.

20. Поверхностные свойства расплавов и твердых тел и их использование в материаловедении / [Ю.В. Найдич, В.М. Перевертайло, И.А. Лавриненко и др.]. – К.: Наук. думка, 1991. – 280 с.

21. Найдич Ю.В. Смачиваемость некоторых неметаллических материалов алюминием / [Ю.В. Найдич, Ю.Н. Чувашов, Н.Ф. Ищук и др.] // Порошковая металлургия. – 1983. – № 6. – С. 66–68.

22. Найдич Ю.В. Смачиваемость в системе металлический расплав – тонкая металлическая пленка – неметаллическая подложка / Ю.В. Найдич, Б.Д. Костюк, Г.А. Колесниченко и др. // Физическая химия конденсированных фаз, сверхтвердых материалов и их границ раздела. – К.: Наук. думка, 1976. – С. 15–27.

23. Эллиот Г.П. Структура двойных сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – Ч. 1.–454 с.: Ч. 2.– 470 с.

24. Костюк Б.Д. Исследование смачивания расплавом олова биметаллических пленок Mo–Cu, Ti–Cu, V–Cu, нанесенных на SiO_2 / Б.Д. Костюк, Ю.В. Найдич, Г.А. Колесниченко и др. // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1982. – № 10. – С. 11–13.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© В.П. Красовський, І.І. Габ, Б.Д. Костюк, Н.О. Красовська, Т.В. Стецюк

Г.В. Кречковська, Л.М. Свірська, С.А. Корній, І.М. Курнат, О.З. Студент

З'ЯСУВАННЯ ПРИЧИН РУЙНУВАННЯ ПІДШИПНИКА КОЧЕННЯ НА ОСНОВІ ОЦІНЮВАННЯ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ ЕКСПЛУАТОВАНОГО МЕТАЛУ

У статті наведено результати досліджень, спрямовані на з'ясування причин втрати роботоздатності роликового конічного підшипника кочення, змонтованого на осі для коліс трамвайного вагона. Проаналізовано чинники, які можуть впливати на вихід з ладу елементів підшипника.

Ключові слова: *підшипник кочення, деградація, передчасне руйнування.*

Рис. 8. Літ. 6.

Г.В. Кречковская, Л.Н. Свирская, С.А. Корний, И.Н. Курнат, А.З. Студент

ОПРЕДИЛЕНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ПОДШИПНИКА КАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОЦЕНКИ ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ЭКСПЛУАТИРОВАННОГО МЕТАЛЛА

В статье приведены результаты исследований, направленные на выяснение причин потери работоспособности роликового конического подшипника качения, установленного на оси для колес трамвайного вагона. Проанализированы факторы, которые могут влиять на выход из строя элементов подшипника.

Ключевые слова: *подшипник качения, деградация, преждевременное разрушение.*

H.V. Krechkovska, L.M. Svirska, S.A. Korniy, I.M. Kurnat, O.Z. Student

FINDING THE CAUSES OF THE ROLLER BEARING BREAKDOWN BASED ON THE ESTIMATION OF THE TECHNICAL CONDITION OF OPERATED METAL

The article presents the research results aimed at finding out the reasons for the workability loss of a tapered roller bearing installed on the axis of the wheels of a tram car. The factors that can affect to the failure of bearing elements are analyzed.

Key words: *roller bearing, degradation, premature failure.*

Підшипники кочення є основним видом опор валів та осей в машинах і їх функціонування відбувається переважно в умовах тертя кочення. В наш час провідними світовими виробниками підшипників є SKF (Швеція), FAG (Німеччина), Timken (США). В Україні підшипники виготовляють на спеціалізованих заводах в Харкові, Вінниці, Луцьку. Важко назвати сучасний механізм, машину чи прилад, де б не використовувалися підшипники кочення. Однак найпоширенішими підшипники кочення є в сільськогосподарському машинобудуванні, автомобілебудуванні, залізничному транспорті. Підшипникова промисловість – одна з найрозвиненіших в технологічному відношенні. В ній використовуються останні досягнення в технології металообробки та автоматизації виробництва [1].

Виробництво підшипників кочення здійснюється за дотримання жорстких вимог до їх якості. За ідеальних робочих умов підшипники можуть безупинно експлуатуватися протягом багатьох років. Але робочі умови рідко бувають ідеальними, тому підшипники ніколи не реалізовують своїх потенційних можливостей з точки зору ресурсу використання. Термін служби підшипників кочення залежить від дотримання вимог щодо виробництва, зберігання, обслуговування, установлення, експлуатаційних навантажень та умов роботи підшипників [2, 3].

Типовими проблемами у роботі підшипників та причини їх виходу з ладу є: руйнування поверхонь елементів через втому, пов'язані, за правило, із проблемами змащування, викришування поверхонь, абразивне зношування, атмосферна корозія, фреттинг-корозія, бриннелювання та псевдобриннелювання, точкове піттингоутворення в результаті електрозварювання, натирання та задирання поверхонь, вибоїни на поверхні, пошкодження під час складання, перегрів (часто обумовлений недостатнім змащуванням), порушення співвісності кілець (призводить до фреттінг-корозії та викришування), руйнування через дисбаланс, розколювання та роздроблення деталей, пошкодження сепаратора [2].Оскільки підшипникові вузли є одними з найвідповідальніших вузлів, що визначають надійність і довговічність роботи машин, то діагностування технічного стану підшипникових вузлів на ранніх стадіях розвитку несправностей, або нових перед введенням їх в експлуатацію [4] є актуальною проблемою сьогодення.

Мета роботи – з'ясувати причини дочасного пошкодження конічного роликового підшипника кочення, змонтованого на осі для коліс трамвайного вагона.

Об'єкт дослідження. Проаналізували зруйнований конічний роликовий підшипник кочення (розміри підшипника: 120×180×38 мм), що був змонтований на осі для коліс трамвайного вагона. Після незначного (340 км) пробігу підшипник зруйнувався, і спричинив блокування обертання

© Г.В. Кречковська, Л.М. Свірська, С.А. Корній, І.М. Курнат, О.З. Студент

коліс вагона.

Методи дослідження. Вміст елементів легування в фрагментах зруйнованого підшипника визначили за допомогою атомно-емісійного спектрометра SPECTROMAX LMF 0,5. Для цього використали зразки з плоско-паралельно шліфованими поверхнями товщиною 3…5 мм і площею 20×20 мм^2 (з металу зовнішнього та внутрішнього кілець підшипника) та 28×14 мм^2 (з роликів).

Твердість металу заміряли на стаціонарному твердомірі Т–5006–02, використавши шліфовані зразків з плоско-паралельними поверхнями, вирізані з товстішої частини внутрішнього кільця зруйнованого підшипника та його роликів. Ударну в'язкість металу підшипника визначали на зразку Менаже (з U-подібним надрізом радіусом 1 мм). Випробовування провели на маятниковому копрі типу ИО–5003. Металографічні дослідження сталі підшипника здійснили на оптичному мікроскопі Neophot 21, а мікрофрактографічні особливості експлуатаційного руйнування дослідили на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP із системою спектрального мікроаналізу INCA Energy 350.

Візуальний аналіз пошкоджених елементів. Щоб з'ясувати причину руйнування підшипника, необхідно врахувати вплив всіх чинників на його робото здатність. Термін служби підшипників кочення залежить від технології виготовлення, умов зберігання, правильності вибору і експлуатації. Велике значення мають також якісний монтаж, ефективне змащування і ущільнення. Проаналізували елементи радіально-упорного підшипника з конусними роликами, який працює в парі на осі колеса (рис. 1). На вцілілих фрагментах обох підшипників та серед продуктів тертя і зношування не спостерігали продуктів окиснення забарвленних характерним червоним кольором іржі. Всі сліди тертя та його відходи у вигляді дрібних лусок і скалок мали чорне забарвлення, що є доказом окиснення без доступу повітря, що виключає той факт, що підшипник зруйнувався внаслідок порушення технології змащування чи його ущільнення.



а б в

Рис. 1. **Загальний вигляд елементів зруйнованого підшипника: недеформовані (а) і деформовані (б) ролики, та фрагменти зруйнованого внутрішнього кільця (в)**

В пошкодженому підшипнику спостерігаємо ролики недеформовані, які майже не зазнали механічних ушкоджень під час руйнування підшипника (рис.1 а) та ролики деформовані зі значним пошкодженням поверхні (рис.1 б). Деталізація пошкоджень внутрішнього кільця однієї з частин спареного підшипника свідчить про те, що упорний бортик, який обмежував зміщення роликів в напрямі вздовж осі колеса, знищений практично вздовж всього периметру внаслідок силового зносу (рис.1 в). При цьому упорний бортик кільця з боку товстішого перерізу хоч і ушкоджений, але не повністю. Внутрішнє кільце підшипника поділилося під час його короткочасної експлуатації на 5 великих фрагментів. Більшість тріщин орієнтовані вздовж осі кільця, що є ознакою відповідальності за їх поширення колових напружень. Це, по-перше, залишкові напруження, пов'язані з запресуванням підшипника на вісь колеса, а, по-друге, напруження спричинені порушенням усталеного режиму кочення роликів під час обертання коліс. На поверхні кочення роликів в зруйнованому підшипнику не виявили глибоких викришувань чи тріщин, які звикло пов'язують з утомним пошкодженням поверхні, що могло б вказувати на те, що підшипник вичерпав ресурс втоми. Таке передчасне утомне розтріскування звикло пов'язують з порушеннями технології посадки підшипника на вісь, викривленням його корпусу чи неправильною установкою, тобто з факторами, які спричиняють зависокі напруження в зоні контактування роликів з внутрішньою поверхнею кільця. У даному випадку поверхня кочення роликів має сліди силового зносу, які могли бути спричинені перекосами роликів в обоймі і руйнуванням сепаратора. Тобто, немає підстав пов'язувати руйнування підшипника з порушенням технології його монтажу.

© Г.В. Кречковська, Л.М. Свірська, С.А. Корній, І.М. Курнат, О.З. Студент

Аналіз технічного стану металу підшипника. Визначили вміст елементів легування в металі різних фрагментів підшипника (табл.1). Аналіз цих даних показав, що згідно [5] за вмістом основних елементів, сталь підшипника відповідає хімічному складу сталі ШХ15.

Таблиця 1

Вмісту елементів легування в сталі ШХ15 із фрагментів зруйнованого підшипника

Фрагмент підшипника	Вміст елементів, мас. %							
	C	Si	Mn	Cr	S	P	Cu	Ni
Внутрішнє кільце	0,934	0,346	0,364	1,66	0,0076	0,0195	0,067	0,024
Зовнішнє кільце	0,971	0,196	0,327	1,57	0,0067	0,0198	0,062	0,0126
Деформований ролик	1,04	0,266	0,332	1,57	0,0064	0,0161	0,0055	0,0109
Не деформований ролик	1,08	0,277	0,338	1,52	0,0078	0,0173	0,006	0,009
Сталь ШХ15, згідно з ГОСТ 801-78	0,95…1,05	0,17…0,37	0,2…0,4	1,3…1,65	Не більше ніж			
					0,02	0,027	0,25	0,3

Технологія виготовлення підшипників повинна забезпечити відповідні механічні характеристики (твердість 62…64 HRC, ударну в'язкість KCU = 5 Дж/см^2), що досягається використанням відповідних сталей (типу ШХ15) та дотриманням відповідних режимів термічного оброблення елементів підшипника для забезпечення однорідного розподілу карбідів в сталі та їх невеликих (0,2…1 мкм) розмірів.

Проаналізували твердість металу елементів підшипника. Середнє значення твердості на основі конуса деформованих роликів з більшим діаметром становило 51,4 HRC, на меншій його основі – 54,5 HRC, а на конусній поверхні (без додаткової підготовки) – 49,8 HRC. Середнє значення твердості на поверхні, розташованій в центрі осьового перерізу ролика зруйнованого підшипника кочення становило 52,6 HRC. Середнє значення твердості металу внутрішнього кільця на поверхні контакту з обмежувальною кришкою становило 53,5 HRC, а на глибині 10 мм від неї – 46,9 HRC. Очевидна занижена твердість металу і внутрішнього кільця, і усіх роликів зруйнованого підшипника по відношенню до регламентованого діапазону значень принаймні на 10…12 одиниць. Зрозуміло, що характеристики міцності такого підшипника не відповідатимуть вимогам. Це означає, що такий підшипник не міг витримати перевантажень в жорстких силових умовах радіального навантаження. Тому одна з причин його руйнування є порушення технології термічного оброблення і, як наслідок, заниження твердості елементів.

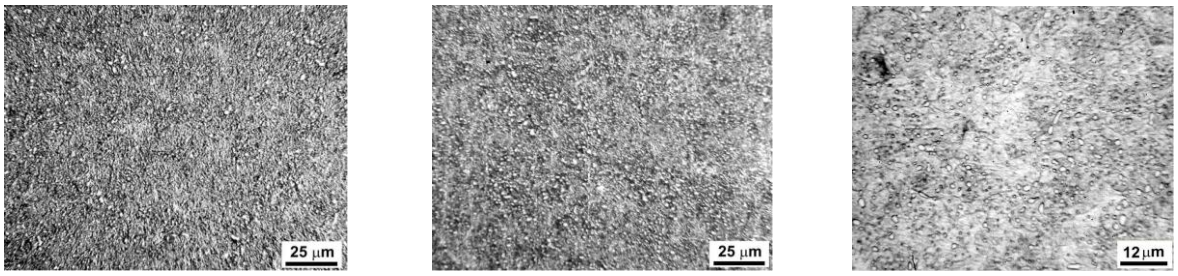
Водночас заміри твердості роликів із спареного (пошкодженого, але не зруйнованого) підшипника показали відповідність середнього значення твердості вимогам регламенту для сталі ШХ15 причому і на більшому (62,5 HRC), і меншому (61,5 HRC) за площею торцях роликів. Твердість поверхонь кочення роликів була дещо нижча за передбачену вимогами (53,4 HRC), але при цьому вона залишилась вищою ніж на поверхні роликів із зруйнованого підшипника (49,8 HRC). Можливо, це зумовлено недотриманням перпендикулярності прикладеного зусилля і конусної поверхні роликів. Але у будь-якому випадку пошкодження елементів спареної частини підшипника відбулося не через їх занижену твердість, а внаслідок руйнування іншої частини підшипника, що працювала з ним у парі і перестала сприймати прикладене ззовні навантаження.

Встановили, що значення ударної в'язкості сталі з кільця підшипника KCU = 11,5 Дж/см^2. Тому, якщо формально підходити до аналізу отриманого результату, то за ударною в'язкістю метал не вийшов за рамки вимог (значення KCU не є нижчим за регламентоване значення 5 Дж/см^2). Проте така висока ударна в'язкість сталі ШХ15 в першу чергу свідчить про порушення режиму термічної обробки, оскільки гартована і низько відпущена сталь (що передбачено режимом термічної обробки елементів підшипників) не повинна мати значення KCU у понад два рази вище за регламентоване. Тому, ударна в'язкість металу внутрішнього кільця підшипника лише додатково засвідчила порушення технологічного режиму виготовлення підшипника, чого не можна було допускати стосовно такого відповідального елемента.

Металографічні дослідження. Порівнявши структури деформованого і недеформованого роликів, зафіксували, що у недеформованих роликів карбіди рівномірніше розподілені по площі шліфа (рис. 2 а), а у випадку деформованого ролика (рис. 2 б, в) спостерігали зони із конгломератів карбідів завбільшки до 5 мкм на фоні зон, в яких карбіди настільки дрібні, що їх важко ідентифікувати. У структурі деформованого ролика на ділянках карбідних скупчень сформувалася мартенсит-троститна структура, а на ділянках, збіднених карбідами – дрібноголковий мартенсит. Зафіксовані скупчення великих карбідів неправильної форми є

ознакою того, що гомогенізуюча нормалізація і сфероїдизуючий відпал сталі у цьому випадку не проводились. Зони в межах скупчень крупних карбідів виявились схильними до вищерблювання навіть на етапі виготовлення шліфів.

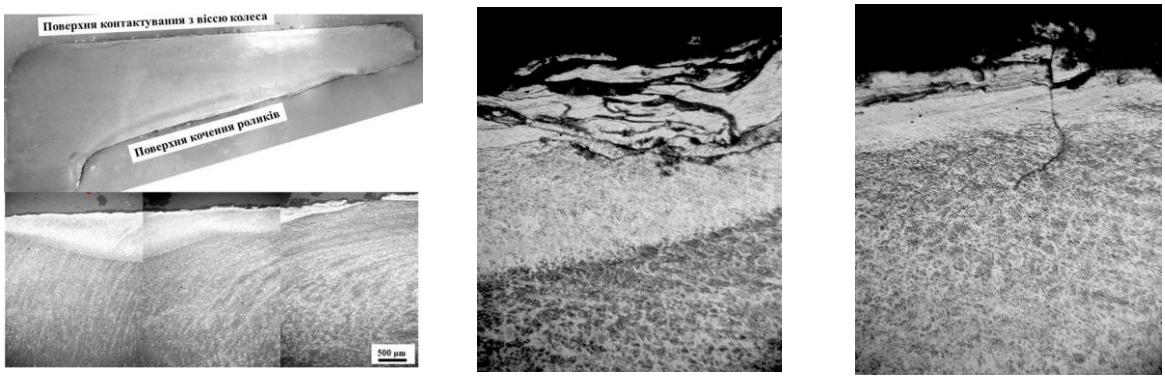
У структурі недеформованих роликів ідентифікували поодинокі карбіди завбільшки 2…3 мкм, які не формували скупчень, оскільки перед гартуванням недеформовані ролики, вочевидь, піддавали гомогенізуючій нормалізації з наступним глобуляризаційним відпалом. Однорідніша за розподілом карбідів структура недеформованих роликів, в якій відсутні скупчення великих карбідів, забезпечила їм вищу твердість і, відповідно, надійнішу роботоздатність.



а *б*

Рис. 2. **Мікроструктура недеформованого (а) і деформованого (б, в) роликів.**

Ще очевиднішу структурну неоднорідність металу виявили у поперечному перерізі внутрішнього кільця зруйнованого підшипника (рис. 3). Підшипник, який був посаджений на вісь коліс трамвайного вагона, внаслідок блокування їх обертового руху почав проковзувати, про що свідчили сліди інтенсивного деформування приповерхневих шарів в околі отвору на внутрішньому кільці підшипника, які проявилися формуванням так званого білого шару (рис. 3а). Межі між структурними складовими в рамках цієї зони не витравлювалися і за оптичних збільшень не розрізнялися. Подібні білі шари отримують в приповерхневих шарах елементів, оброблених за технологією фрикційного зміцнення для забезпечення їх високої міцності [6]. За високої роздільної здатності в межах таких зон ідентифікують нанорозмірні структурні складові. Поява такого шару вважається доказом хоч і не глибокого, але інтенсивного деформування.



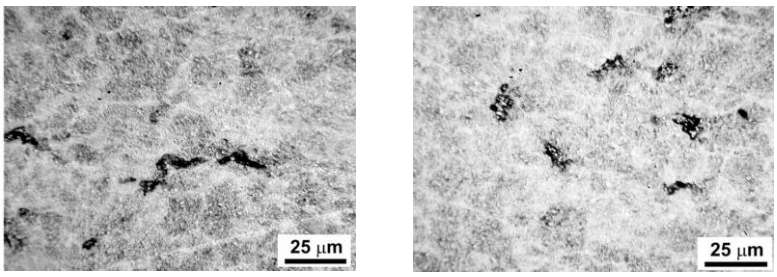
а *б* *в*

Рис. 3. **Макровигляд поперечного перерізу шліфа внутрішнього кільця зруйнованого підшипника для металографічних досліджень з макроструктурою деформованих поверхневих шарів (а) та мікроструктура приповерхневих шарів сталі від отвору у внутрішньому кільці зруйнованого підшипника: розшарування приповерхневого шару, що контактував з віссю колеса (б), зародження тріщини у білому шарі в радіальному напрямі внутрішнього кільця зруйнованого підшипника (в)**

В структурі внутрішнього кільця підшипника, що контактував з віссю коліс виявили розтріскування білого шару з наступним поступовим відшаруванням окремих фрагментів від менш деформованого металу (рис. 3б). Також спостерігали тріщини, які поширювалися від поверхні отвору у внутрішньому кільці підшипника в радіальному напрямі, що є доказом утомної природи їх зародження у зміцненому шарі (рис. 3в). Цим підтвердили, що зародження руйнування відбувалося саме від поверхні отвору на внутрішньому кільці підшипника (яка контактувала з віссю коліс) з подальшою його фрагментацією на сектори.

© Г.В. Кречковська, Л.М. Свірська, С.А. Корній, І.М. Курнат, О.З. Студент

За вищої роздільної здатності спостерігали скупчення великих карбідів, які формують своєрідну зернисту структуру (рис. 4). Саме в межах зерен з найбільшими карбідами метал вищерблювався. Концентрація напружень в вершині дефектів, утворених вищербленими зернами, сприяє зародженню від них тріщин, особливо за наявності циклічних навантажень та якщо ці вищербини виходять на поверхню контактування осі коліс з отвором внутрішнього кільця підшипника, де виникають передумови для фретинг-утоми (через незначні переміщення контактуючих поверхонь одна відносно одної на початку експлуатації, коли навіть не були порушені вимоги щодо зазорів) та контактної утоми (коли амплітуда переміщень зросла через биття роликів в направляючих підшипника через їх занизьку твердість).



а б

Рис. 4. **Мікроструктура металу внутрішнього кільця зруйнованого підшипника з дефектами, які виникли на місці вищерблених зерен.**

На основі проведених металографічних досліджень прийшли до висновку, що під час виготовлення складових зруйнованого підшипника було порушено технологію термічного оброблення, а саме: не проведено попередньої нормалізації для гомогенізації аустеніту (або нормалізацію провели за нижчої ніж це потрібно для гомогенізації аустеніту температури); було занижено (відносно регламентованої) температуру гартування, що залишило в структурі ділянки з завеликими карбідами; крім того, можливо було використано зависоку температуру відпуску, що спричинило додаткову коагуляцію дрібніших карбідів, і, як наслідок, знеміцнення металу.

Фрактографічний аналіз. Аналіз зламів внутрішнього кільця підтвердив припущення, що зародження руйнування внутрішнього кільця підшипника відбулося в зоні його контактування з віссю колеса (рис. 5). На всіх аналізованих макрозламах спостерігали осередки зародження руйнувань, від яких вони поетапно поширювалися на всю ширину кільця. Характерною ознакою зони зародження був практично неструктурований гладкий злам, властивий зародженню руйнування від циклічних навантажень. Також на аналізованих зламах чітко окреслені зони косих зламів внутрішнього кільця в околі поверхонь, по яких відбувалося кочення роликів (рис. 5, торці зламів зверху). Вони розташовані під кутом до нормально орієнтованих частин зламів у їх центральній частині і це ознака завершального етапу руйнування.

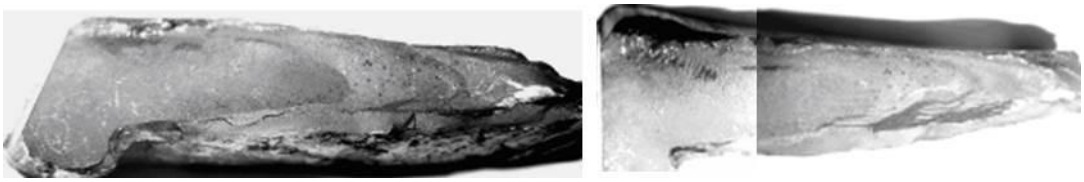
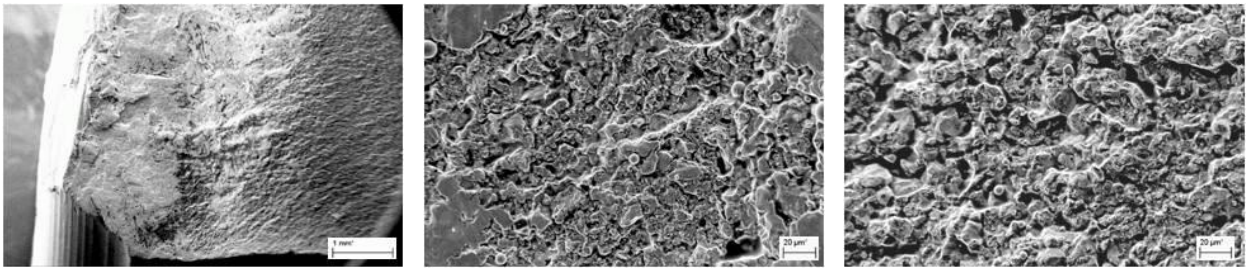


Рис. 5. **Макрофрактограми зламів внутрішнього кільця зруйнованого підшипника.**

Використавши високу роздільну здатності мікроскопу, змогли детальніше обґрунтувати, що руйнування внутрішнього кільця зруйнованого підшипника розпочиналось від поверхні в отворі в ньому, яка контактувала з віссю коліс (рис. 6). Попри пошкодженість зламу в зоні зародження руйнування внаслідок контактування берегів тріщини під час циклічного навантаження (рис. 6 а, б) у впадинах вдалося зафіксувати характерні ознаки крізьзеренного руйнування із значним вторинним розтріскуванням вздовж меж зерен (рис. 6 б). На фасетках квазівідколу ідентифікували сліди від дрібних карбідів в межах мартенситних ділянок (хоча самих карбідів не спостерігали) та вторинне розтріскування внаслідок вищерблювання ділянок троститу із скупченнями великих включень карбідів. В результаті цього на дні вищерблених ділянок виникли чіткі міжзеренні фасетки вздовж меж зерен троститу з ділянками із мартенситною структурою (рис. 6 б). В міру просування тріщини вглиб перерізу кільця, описані особливості її утомного росту стали ще очевиднішими (рис. 6 в).

© Г.В. Кречковська, Л.М. Свірська, С.А. Корній, І.М. Курнат, О.З. Студент

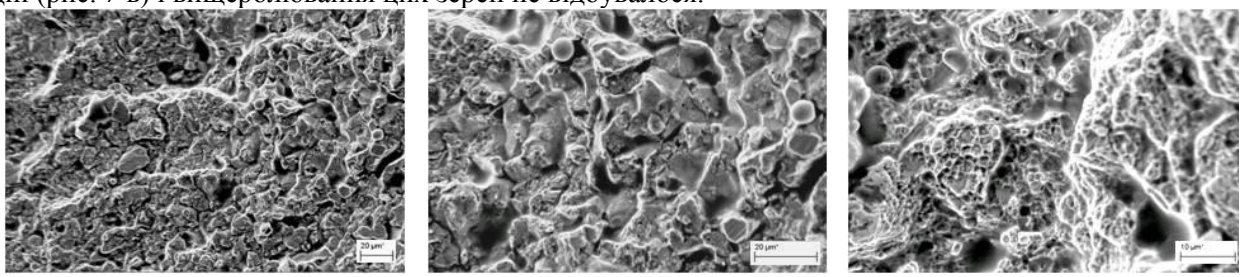


а *б* *в*

Рис. 6. **Мікрофрактограми, отримані на зламі кільця, який сформувався одним із перших, на початку гладкої зони зародження втомного руйнування внаслідок фретинг-утоми (а, б) та на ділянці його подальшого втомного росту (в).**

Отже мікрофрактографічні дослідження дали змогу виявити осередок і розкрити механізм зародження руйнування внутрішнього кільця зруйнованого підшипника, пов'язавши його із фретинг та контактною утомою, які відбувалися на межі розділу осі коліс та поверхнею в отворі у внутрішньому кільці підшипника.

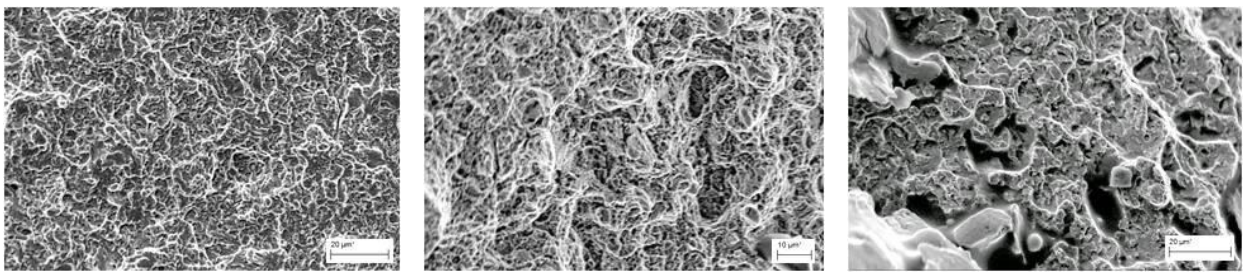
В міру просування руйнування вглиб перерізу внутрішнього кільця на всю його ширину рельєфність зламу зростала завдяки появі великої кількості гребенів в'язкого злиття мікрофронтів локального руйнування, спричиненого втомним руйнуванням від дефектів через вищерблювання зерен з великими карбідами (рис. 7 а). За вищої роздільної здатності дефекти у вигляді вищерблених зерен проявлялися глибокими ямками з втратою різкості. Їх кількість не зменшувалася в міру просування руйнування вглиб перерізу кільця (рис. 7 б). При цьому в зернах з дрібними карбідами (до 0,5 мкм) фронт утомної тріщини перетинав ямки з цими карбідами на їх дні (рис. 7 в) і вищерблювання цих зерен не відбувалося.



а *б* *в*

Рис. 7. **Мікрофрактограми, отримані на зламі кільця вкінці гладкої зони зародження втомного руйнування внаслідок фретинг-утоми та подальшого втомного поширення тріщини на всю ширину внутрішнього кільця.**

Подальше поширення руйнування відбувалося за все зростаючої швидкості, про що свідчило зростання в'язких ознак руйнування (в'язкі гребені відриву на поверхні зламу), які вважають ознаками зростання енергозатрат на руйнування (рис. 8 а, б). Причому навіть на етапі косого зламу, який відповідає завершальній стадії руйнування, чітко виділялись ділянки з вищербленими зернами (рис. 8 в), в межах яких металографічно ідентифікували великі (більші, ніж передбачені регламентованим режимом термічного оброблення) карбіди.



а *б* *в*

Рис. 8. **Мікрофрактограми, отримані на зламі кільця на завершальній ділянці поширення втомного руйнування вглиб перерізу кільця на всю його ширину в центральній частині зламу (а, б) і в зонах з косим зламом (в).**

© Г.В. Кречковська, Л.М. Свірська, С.А. Корній, І.М. Курнат, О.З. Студент

Таким чином мікрофрактографічні дослідження чітко показали, що руйнування внутрішнього кільця аналізованого підшипника розпочалося внаслідок фретинг-утоми в зоні мінімальних переміщень поверхні в отворі у внутрішньому кільці стосовно осі коліс від дефектів, спричинених вищерблюванням зерен з завеликими карбідами в них. Через постійно зростаючу амплітуду вібрації, спричинену порушенням умов кочення роликів в направляючих виступах на кільцях підшипника (через їх занизьку твердість і істотну пластичну деформацію направляючих поверхонь з втратою відповідних допусків на переміщення роликів між ними), амплітуда переміщення внутрішнього кільця стосовно осі коліс зростала і це проявилося постійним зростанням рельєфності зламу.

Висновки. На основі оцінювання технічного стану експлуатованого металу елементів зруйнованого підшипника кочення за механічними характеристиками та за результатами металографічних та фрактографічних досліджень встановили, що попри відповідність хімічного складу сталі всіх елементів регламентованому для сталі ШХ15 складу руйнування спричинили:

1. Заниження (від 10…12 одиниць HRC по відношенню до регламентованого значення 62…64 HRC) твердості всіх елементів (роликів та кілець) зруйнованого підшипника. Спричинено це порушенням технології термічного оброблення елементів підшипника.
2. Зависока ударна в'язкість KCU (11,5 Дж/см^2 порівняно з регламентованого значення 5 Дж/см^2) металу внутрішнього кільця підшипника, що додатково підтвердило порушення технологічного режиму термічного оброблення елементів підшипника.
3. Надмірно швидке (пробіг 340 км) зношування поверхонь кочення через перевантаження за наявної твердості поверхонь елементів підшипника, що сприймали навантаження.
4. Сумісна дія залишкових колових напружень розтягу, які виникають внаслідок запресовування підшипника по посадці на вісь коліс, та наростаючої амплітуди циклічного навантаження в місці контакту поверхні внутрішнього кільця підшипника з віссю коліс, створила передумови для взаємного переміщення цих поверхонь в циклі навантаження і, як наслідок, уможливило зародження тріщини від фретинг і контактної утоми.
5. Наявність у структурі сталі внутрішнього кільця підшипника виокремлених ділянок троститу з первинними карбідами завбільшки до 5 мкм, якому властива висока схильність до вищерблювання під час трибологічної взаємодії двох поверхонь.
6. Руйнування внутрішнього кільця підшипника спричинило руйнування роздільного кільця, елементів спареного підшипника та кріпильних болтів, які зруйнувалися внаслідок зрізу.
7. Рекомендовано запровадити вибірковий контроль елементів кожної з партій із замірами їх твердості та металографічним аналізом структури на наявність троститу для недопущення його вищерблювань та формування осередків зародження утомних тріщин.

Література

1. Гайдамака А. В. Підшипники кочення. Базові знання та напрямки вдосконалення: навч. посіб. / А. В. Гайдамака. – Х.: НТУ «ХПІ», 2009. – 248с.
2. Типові проблеми у роботі підшипників та їх причини. URL: https://ebearing.com.ua/uk/content/269-tipovi-problemi-u-roboti-pidshipnikiv-ta-yikh-prichini (дата звернення: 04.04.2019).
3. Гречишников О. В., Балакин А. Ю., Росляков А. Д. Обеспечение работоспособности роликового підшипника / Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. №3 (41). 2013. С. 48–56.
4. Михалько С. Ю. Діагностування технічного стану підшипників кочення / С. Ю. Михалько, Є. М. Савченко // Сучасні технології в промисловому виробництві: матеріали Всеукраїнської міжвузівської науково-технічної конференції (Суми, 19–23 квітня 2010 року) / Редкол.: О. Г. Гусак, В. Г. Євтухов. – Суми : СумДУ, 2010. – Ч. ІІ. – С. 70.
5. ГОСТ 801-78 Сталь подшипниковая. Технические условия. М.: ИПК Издательство стандартов, 2004. 26 с.
6. Nykyforcnyn H., Kyryliv V., Maksymiv O. Wear resistence of steels with surface nanocrystalline structure generated by mechanical-pulse treatment // Nanoscale Research Letters, 2017, 12: 150.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2019

© Г.В. Кречковська, Л.М. Свірська, С.А. Корній, І.М. Курнат, О.З. Студент

УДК 669.295:621.785

С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк
Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка

ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ АЗОТУВАННЯ ДВОФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ22 ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЙОГО ЗНОСОСТІЙКОСТІ

Досліджено вплив деформаційно-дифузійної обробки, яка включає комбінацію попереднього холодного поверхневого пластичного деформування (вигладжування) та наступної хіміко-термічної обробки (азотування) на фізико-механічні та трибологічні властивості двофазного титанового сплаву ВТ22. Встановлено, що попереднє вигладжування титанового сплаву ВТ22 інтенсифікує процеси фазоутворення та газонасичення під час азотування, суміщеного з його термічною обробкою, та забезпечує вищі значення поверхневої твердості. За результатами трибологічних випробувань та металографічних аналізів поверхні зношування встановлено механізми зношування трибопар зміцнений сплав ВТ22 – бронза БрАЖН 10-4-4 в умовах граничного мащення. Показано, що деформаційно-дифузійна обробка титанового сплаву забезпечує вищі триботехнічні показники досліджуваних трибопар порівняно з традиційними обробками (вигладжуванням чи азотуванням, суміщеним з термічною обробкою).

Ключові слова: *титановий сплав, вигладжування, азотування, деформаційно-дифузійна обробка, зносостійкість*

С.М. Лаврись, И.Н. Погрелюк

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ АЗОТИРОВАНИЯ ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЕГО ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Исследовано влияние деформационно-диффузионной обработки, включающей комбинацию предварительного холодного поверхностного пластического деформирования (выглаживания) и последующей химико-термической обработки (газовое азотирование) на физико-механические и трибологические свойства двухфазного титанового сплава ВТ22. Установлено, что предварительное выглаживания титанового сплава ВТ22 интенсифицирует процессы фазообразования и газонасыщения при совмещенном с термической обработкой азотировании и обеспечивает высокие значения поверхностной твердости. По результатам трибологических испытаний та анализов поверхности износа установлены механизмы изнашивания трибопар упроченный сплав ВТ22 – бронза БрАЖН 10-4-4 в условиях граничной смазки. Показано, что деформационно-диффузионная обработка титанового сплава обеспечивает более высокие триботехнические показатели исследуемых трибопар по сравнению с традиционными обработками (выглаживанием или совмещенным с термической обработкой азотированием).

Ключевые слова: *титановый сплав, выглаживание, азотирование, деформационно-диффузионная обработка, износостойкость*

S.M. Lavrys, I.M. Pohrelyuk

INTENSIFICATION OF THE NITRIDING OF VT22 TWO-PHASE TITANIUM ALLOY FOR INCREASE ITS WEAR RESISTANCE

The influence of deformation-diffusion treatment including a combination of the previous cold surface plastic deformation (ball burnishing) and subsequent thermochemical treatment (nitriding), on the on physico-mechanical and tribological properties of the VT22 (Ti–6Al–5Mo–5V–1.5Cu–1Fe) two-phase titanium alloy was studied. It was established that the preliminary burnishing of the VT22 titanium alloy intensifies the processes of the phase formation and gas saturation during nitriding, combined with its heat treatment and provides higher values of surface hardness. According to the results of the tribological test, SEM and EDX analyses of the wear surfaces, wear mechanisms (or processes) of tribo-pairs hardened titanium alloy – bronze alloy (Cu–10Al–4Ni–4Fe) in the conditions of boundary lubrication were established. It is shown that deformation-diffusion treatment of titanium alloy provided higher tribotechnical parameters) of investigated tribo-pairs compared to traditional treatments (ball burnishing or gas nitriding, combined with its heat treatment).

Key words: *titanium alloy, burnishing, nitriding, deformation-diffusion treatment, wear resistance*

Окреслення проблеми. Перспективним в авіабудуванні є використання високоміцних двофазних титанових сплавів різних систем (Ti–6Al-4V, Ti–6Al–2Mo–2Cr, Ti–6Al–5Mo–5V–1.5Cu–1Fe, Ti–5Al–2.5Sn, Ti–3Al–8V–6Cr–4Zn–4Mo та інші). Однак такі сплави мають суттєвий недолік: низьку зносостійкість, що спричинена холодним мікрозварюванням та схоплюванням зі спряженим матеріалом під час тертя. Для усунення цього недоліку робочі поверхні виробів з титанових сплавів захищають від зносу. Існує безліч методів, які застосовують для підвищення зносостійкості двофазних титанових сплавів. Нижче наведено та проаналізовано деякі із цих методів: хромування, детонаційне напилення, електроіскрове поверхневе легування (ЕІПЛ), холодне поверхневе пластичне деформування (ХППД), газове азотування та інші [1–4].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Хромування хоча і підвищує зносостійкість титанових сплавів, проте даний метод має ряд недоліків. Оксидна плівка, що утворюється на

© С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк

титанових сплавах на повітрі та в електролітах, істотно знижує адгезію покриттів з основою, що призводить до відшарування хромового покриття під час експлуатації та підвищує відсоток браку зміцнених виробів. Тому якість отримання покриттів, в основному, визначається попередньою підготовкою поверхні. Недоліком хромування є також зниження втомної міцності внаслідок дефектів структури хромових покриттів, а саме мікротріщин і залишкових внутрішніх напружень. Поруватість та нещільність хромових покриттів знижують гідравлічну щільність зміцненої поверхні, що призводить до підтікання (просочування) мастильних матеріалів у трибоспряженнях без явних слідів зносу. Гостро стоїть проблема шкідливого впливу Cr (VI) під час нанесення гальванічних покриттів та утилізації відходів такого виробництва.

Детонаційні покриття, сформовані вибуховою хвилею газової суміші, мають хорошу адгезію завдяки багатошаровості покриттів, коли першим (внутрішнім) шаром є м'який споріднений до титану метал (молібден, тантал, ніобій, нікель чи їх сплави), а наступним (зовнішній шар) – зносостійкий, який складаються з карбідів, нітридів, оксидів, боридів титану чи їх комбінації із зв'язуючими додатками порошків нікелю, нікель – мідь та інше. Отримані детонаційні покриття мають хороше зчеплення з основним металом (титан) та низьку поруватість порівняно з іншими методами (плазмовим, електродуговим напиленнями). Однак такі покриття мають і ряд недоліків: вузькі межі грануляції порошків для забезпечення якості покриття, низьку гідравлічну щільність та втомну міцність через різницю твердості між матрицею та пористим покриттям. Також до недоліків слід віднести порівняно низьку продуктивність обробки, необхідність фінішних технологічних операцій (шліфування, полірування, хонінгування, вигладжування тощо) та окремого приміщення (рівень гучності 140 Дб) та спеціального обладнання.

Серед електрофізичних методів зміцнення поверхні титану та його сплавів найефективнішим є електроіскрове поверхневе легування (ЕІПЛ), за якого в результаті розряду між електродом (анод) і виробом з титанового сплаву (катод) матеріал електрода переноситься на поверхню виробу. В результаті такої обробки на поверхні титанового сплаву одержують покриття хрому, нікелю, заліза, кобальту та карбідів, боридів, оксидів, нітридів різних металів. Перевагою цього методу є висока адгезія покриттів з основним металом без попередньої обробки поверхні та значне підвищення триботехнічних характеристик порівняно з вище згаданими методами. Проте неможливість одержання 100 % щільності покриття, невелика глибина та нерівномірність товщини зміцненого шару, значне погіршення шорсткості поверхні, наявність значних залишкових напружень, зниження втомної міцності та низька продуктивність процесу обмежує застосування цієї обробки в серійному виробництві.

Холодне поверхневе пластичне деформування титанових сплавів підвищує рівень поверхневого зміцнення, покращує шорсткість поверхні в декілька разів, особливо несучі властивості поверхні, що підвищує гідравлічну щільність виробів. Через покращення шорсткості поверхні та утворення залишкових напружень стиску втомна міцність матеріалу підвищується. З розвитком такого методу обробки титанових сплавів (застосування нових покращених мастильних матеріалів, розробка нових матеріалів для виготовлення інденторів) ефективно підвищується продуктивність процесу. Однак трибологічні випробування показали, що така обробка не усуває головної причини низької зносостійкості титанових сплавів, а саме високої хімічної активності титану під час тертя, що призводить до холодного мікрозварювання та схоплення зі спряженим матеріалом.

Після газового ізотермічного азотування титанових сплавів формується поверхневий нітридний шар (TiN, Ti_2N) та градієнтна перехідна зона Ti(N), що підвищує трибо- та корозійну стійкість зміцненого матеріалу. Змінюючи технологічні параметри (температура, час, парціальний тиск азоту) цієї обробки можна отримувати регламентовані властивості зміцнених шарів. Газове ізотермічне азотування є чутливим до залишкових напружень, які виникають під час виготовлення виробів. Тому деталі перед азотуванням піддають попередній штатній термічній обробці (ШТО) у нейтральній атмосфері (гелій чи аргон) або у вакуумі. Основним недоліком газового азотування є високі температури (≥850 °С) та тривалі ізотермічні витримки (≥10 год) для отримання глибокого зміцненого шару, що призводить до росту зерен і, як наслідок, зниження механічних характеристик матеріалу.

Постановка завдань. Виходячи з вище сказаного, можна стверджувати, що та чи інша обробка титанових сплавів має як переваги, так і недоліки. Не виключено, що комбінування цих методів обробок дозволить отримати покращені експлуатаційні характеристики в порівнянні з експлуатаційними властивостями після окремої обробки. Прикладом таких комбінацій є наступні. Комбінація легування поверхні титану та наступної електровибухової обробки, що дозволяє

© С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк

істотно збільшити поверхневу твердість та глибину зони зміцнення [5]. Комбінування плазмоваго напилення покриттів на титановий сплав з наступною мікродуговою окислювальною обробкою дозволяє підвищити твердість та зносостійкість [6]. Комбінація УФ-випромінювання і хімічної обробки титану значно покращує біологічну реакцію титанових поверхонь і являє собою цікаве рішення для поліпшення кісткової інтеграції зубних імплантатів [7].

В даній роботі ми вивчили ефективність деформаційно-дифузійної обробки, яка включає попереднє ХППД (вигладжування) та наступну ХТО (азотування, суміщене з термічною обробкою) для підвищення зносостійкості двофазного титанового сплаву ВТ22. Така комбінація способів поверхневого зміцнення виправдана тим, що попереднє здрібнення структури поверхневого шару методом ХППД забезпечує збільшення площі границь зерен, нагромадження лінійних, точкових дефектів та залишкових напружень у поверхневому шарі, що в сукупності інтенсифікує процеси фазоутворення і газонасичення під час ХТО. Це дає можливість зменшити час і температуру газового азотування та сумістити процес ХТО з ШТО. В результаті такої деформаційно-дифузійної обробки можна отримати регламентовані механічні характеристики матеріалу, які задає ШТО, і сформувати поверхневий зміцнений азотований шар з підвищеною зносостійкістю.

Мета роботи – провести порівняльну оцінку фізико-механічних та триботехнічних характеристик двофазного титанового сплаву ВТ22 після деформаційно-дифузійної обробки (комбінування ХППД та ХТО) з триботехнічними характеристиками цього сплаву після деформаційної (ХППД) та після термодифузійної (ХТО) обробок.

Методологія досліджень. Для дослідження вибрали високоміцний двофазний титановий сплав ВТ22 (Ti–5Al–5Mo–5V–1.5Cu–Fe), який широко використовують в авіаційній промисловості під час виробництва літаків АН, ИЛ, ЯК, ТУ. Мікроструктура сплаву – це витягнуті первинні α-пластинки з різною орієнтацією, які розташовані в β-зерні (матриці) з випадковою присутністю α-фази на межах β-зерна. (рис. 1). Вміст β-фази є пропорційним до вмісту α-фази (β-фази ≈ 45–52%). Коефіцієнт стабілізації β-фази Ti5Al5Mo5V1.5CuFe сплаву становить 1.2.

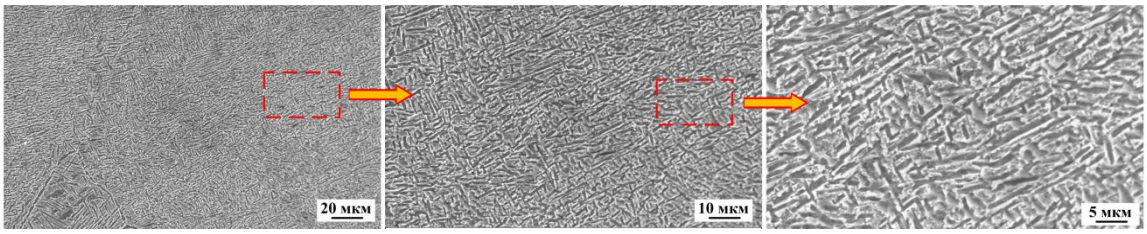


Рис. 1. **Мікроструктура титанового сплаву ВТ22**

Для порівняння ефективності деформаційно-дифузійної обробки порівняно з традиційними (вигладжуванням чи азотування) титановий сплав обробляли за наступними режимами:

Режим R1 – Деформаційне зміцнення методом ХППД. З усієї номенклатури методів ХППД для обробки титанових сплавів можуть бути застосовані ті, в основі яких лежить тертя кочення. Це пояснюється тим, що титанові сплави під час ХППД схильні до контактного схоплювання і налипання на інструмент. Тому для реалізації ХППД був вибраний метод вигладжування алмазною кулькою, в якому найнижчий ступінь тертя ковзання і, як наслідок, менша ймовірність утворення дефектів на оброблюваній поверхні. Крім цього, вигладжування кулькою дозволяє обробляти матеріал з меншими зусиллями, що знижує ймовірність деформування деталей і лущення поверхні. Навантаження під час вигладжування – 200 Н; кількість проходів – 7; швидкість – 200 об/хв; діаметр кульки 5 мм; матеріал кульки синтетичний алмаз АПКМ (алмазний полікристалічний композиційний матеріал). Даний метод оброблення титанового сплаву був реалізований в ІНМ НАН України [8].

Режим R2 – Термодифузійне зміцнення, а саме азотування, суміщене з ШТО. ШТО сплаву ВТ22 передбачає нагрівання за ступеневим режимом: І ступінь – нагрівання до температури 820...850 ºС, витримка 1…3 год; ІІ ступінь – охолодження з піччю до – 740...760 ºС, 1...4 год; охолодження зі швидкістю 5 ºС/хв. до 450 ºС; ІІІ ступінь – нагрівання до температури 500...650 ºС, витримка 2...4 год, охолодження зі швидкістю 5 ºС/хв. Азот подавали у реакційну камеру на І ступені ШТО і випускали по закінченні ШТО Азотування здійснювали на установці, яка дозволяє відтворювати технологічний регламент термічної обробки сплавів (циклічні зміни

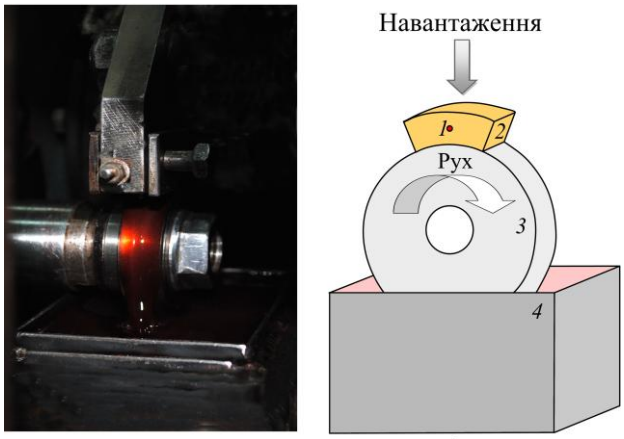
© С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк

температури, швидкості нагрівання та охолодження), а також забезпечувати температурно-часовий та газодинамічний режими азотування в одному технологічному циклі. Використовували газоподібний азот технічної чистоти, який перед подачею в реакційний простір печі висушували та звільняли від кисню, пропускаючи через капсулу з силікагелем та нагріту на 50 ºС вище температури насичення титанову стружку[9].

Режим R3 – деформаційно-дифузійне зміцнення. Деформаційно-дифузійна обробка включає попереднє вигладжування (R1) та наступне азотування (R2).

Фазовий склад поверхневих шарів визначали рентгенівським фазовим аналізом на дифрактометрі ДРОН–3.0 у монохроматичному Cu K_α-випромінюванні з фокусуванням за схемою Бреґґа-Брентано. Шорсткість поверхні до та після кожної обробки вимірювали на профілометрі моделі 170621 з автоматичним визначенням середнього арифметичного відхилення профілю R_a. Дюрометричний аналіз вихідної та зміцненої поверхонь зразків проводили з використанням мікротвердоміра ПМТ-3М за навантаження на індентор 0,98 Н. Мікроструктурний аналіз поверхні проводили на сканувальному електронному мікроскопі (СЕМ) ZEISS EVO 40XVP, який обладнаний системою рентгеноспектрального мікроаналізу (РСА) INCA Energy 350.

Трибологічні випробування проводили на машині тертя СМЦ-2 з автоматичним визначенням зміни коефіцієнту тертя та температури в околі зони тертя. Схема трибоспряження “диск–колодка” (рис. 2). Шлях тертя становив 1000 м за питомого навантаження 0,6 МПа і швидкості ковзання 0,6 м/с (300 об/хв.). В якості мастильного матеріалу використовували гідрорідину АМГ-10, яка використовується у гідросистемах шасі літаків марки АН. Мащення граничне (часткове занурення досліджуваного диску у контейнер з мастилом). Диски виготовляли з титану ВТ22, поверхню яких зміцнювали за режимом R1–R3. Колодки (контртіла) виготовляли з нікель-алюмінієвої бронзи БрАЖН 10-4-4 (Cu–10Al–4Ni–4Fe). Зносостійкість оцінювали за зміною (втратою) мати тіла, контартіла та пари тертя. Зважування досліджуваних зразків після тертя проводили на аналітичних вагах OHAUS з точністю ± 1мг.



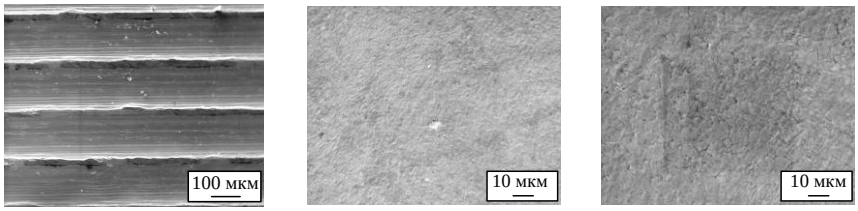
а *б*

1 – отвір для термопари; 2 – колодка (контртіло); 3 – диск (зразок); 4 – контейнер з мастилом

Рис. 2. **Зовнішній вигляд (*а*) та схема (*б*) трибоспряження «диск – колодка»**

Результати та їх обговорення. Топографія поверхні зразків у вихідному стані представлена паралельно розташованими борознами, які виникли внаслідок механічної обробки (точіння) під час виготовлення (рис. 3, *а*). Після вигладжування (R1) борозни розгладжуються та практично зникають (рис. 3, *б*). На вигладженій поверхні присутні окремі ділянки окиснення металу. Це пояснюється низькою теплопровідністю титану (λ=20…25 Вт/(м·К)), де температура в зоні контакту з алмазною кулькою може сягати до 400 °С, що активує взаємодію поверхневих шарів сплаву з киснем технологічного середовища з утворенням поверхневих оксидних плівок. Шорсткість поверхні титану після вигладжування поліпшується на 4 класи проти вихідної (без ХППД) (табл. 1).

© С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк



а *б* *в*

Рис. 3. **Топографія поверхні титанового сплаву ВТ22 у вихідному стані (*а*), після вигладжування (*б*) та наступного азотування (*в*)**

Після вигладжування відбувається поверхневе зміцнення сплаву, про що свідчить підвищення поверхневої твердості та формування ущільненого зміцненого шару. Встановлено, що під час ХППД твердість поверхні сплаву зростає на 0.7 ГПа і становить 3.9 ГПа, а глибина зміцненого шару сягає близько 50 мкм (табл. 3). Таке поверхневе зміцнення під час вигладжування відбувається внаслідок зменшення розмірів зерен α-фази (4…15 мкм) та збільшення площі їх меж. Тобто, внаслідок формування тонкого поверхневого шару матеріалу з субзеренною структурою.

Таблиця 1

Результати профілометричних та дюрометричних аналізів титанового сплаву ВТ22

Режим	Ra, мкм		$H_{0,98}$, ГПа		Глибина зміцненого шару, мкм
	до	після	до	після	
R1	4.00	0.24	3.2	3.9	50
R2*	0.29	0.58	3.0	5.5	80
R3	4.00	0.43	3.9	6.0	110
*Примітка: Азотування проводили на полірованих зразках					

Азотування, суміщене з ШТО титанового сплаву ВТ22 (R2), проводили на зразках після полірування. Внаслідок термодифузійного насичення в атмосфері азоту на поверхні сплаву ВТ22 формується світло-золотиста плівка нижчого нітриду титану Ti_2N, про що свідчать результати рентгенівського фазового аналізу, фіксуючи присутність рефлексів цієї фази у дифракційному спектрі (рис. 4).

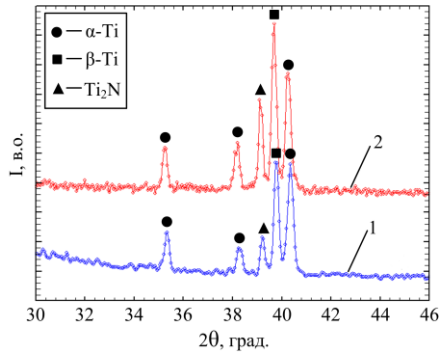


Рис. 4. **Дифрактограми, зняті з поверхні титанового сплаву ВТ22 після традиційного азотування (1) та попереднього вигладжування та наступного азотування (2)**

Шорсткість поверхні зразків після азотування погіршується на 1 клас порівняно з вихідною. Також відбувається підвищення поверхневої твердості зразків та формування азотованого шару, глибину якого визначали методом мікротвердості. Встановлено, що після термодифузійного насичення поверхнева твердість сплаву збільшується від 3.0 до 5.5 ГПа; глибина зміцненого шару сягає ~80 мкм (табл. 1).

Після деформаційно-дифузійної обробки на поверхні сплаву формується плівка нижчого нітриду титану Ti_2N. Слід відзначити, що у дифракційному спектрі інтенсивність ліній нітридної фази Ti_2N деформаційно-дифузійно зміцнених зразків є вищою порівняно з інтенсивністю ліній цієї фази у зразків після азотування, що якісно свідчить про інтенсифікацію нітридоутворення на поверхні (рис. 4).

© С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк

Якість поверхні зразків після деформаційно-дифузійної обробки покращується на 3 класи порівняно зі зразками у вихідному стані (точіння). Топографія поверхні практично не відрізняється від топографії вигладженої поверхні (рис. 3, *в*). Також відбувається зміцнення сплаву: поверхнева мікротвердість зростає до 6.0 ГПа, а глибина дифузійного шару до ≈110 мкм (табл. 1).

Вищий рівень поверхневого зміцнення сплаву ВТ22 після деформаційно-дифузійної обробки порівняно з азотуванням (табл. 3) можна пояснити наступним чином. В процесі механічної дії під час поверхневої пластичної деформації формується тонкий дрібнозернистий сильно деформований шар із анізотропією фізико-механічних властивостей та дефектами кристалічної ґратки. Деформація приповерхневого шару під час вигладжування сприяє зменшенню розмірів зерен, призводячи до збільшення площі їх меж, що, в свою чергу, забезпечує гальмування, блокування та утворення нових дислокацій, дисклінацій та складних дислокаційних систем. Окрім цього, у поверхневих шарах присутні дефекти структури, які мають атомний характер. Атоми кристалічної ґратки титану безперервно коливаються поблизу положення рівноваги з тим більшою амплітудою, що вища температура під час механічної обробки; амплітуда деяких атомів стає такою значною, що вони покидають свої місця в ґратці, утворюючи, тим самим, точкові дефекти типу вакансії. Збільшення навантаження під час попереднього вигладжування збільшує кількість всіх вище перерахованих дефектів (площа границь зерен, дислокації, дисклінації, хмари Котрелла, вакансії), які є вагомими структурними факторами, що впливають на процес дифузійного насичення елементами втілення, зокрема, азоту, оскільки є сприятливими шляхами для їх полегшеної дифузії [10].

Аналіз результатів трибологічних випробувань деформаційно зміцнених (R1) титанових зразків засвідчив, що інтенсивність зношування контртіл (бронзових колодок) у два рази перевищує інтенсивність зношування титанових дисків (рис. 5, *а*). Окрім цього, за фрикційної взаємодії досліджуваних трибопар фіксували зміну коефіцієнта тертя та температуру в околі зони тертя. На ділянці стабільного зношування коефіцієнт тертя та температура в околі зони тертя встановлювались на рівні 0,24 та 44 °С, відповідно (рис. 6, 7).

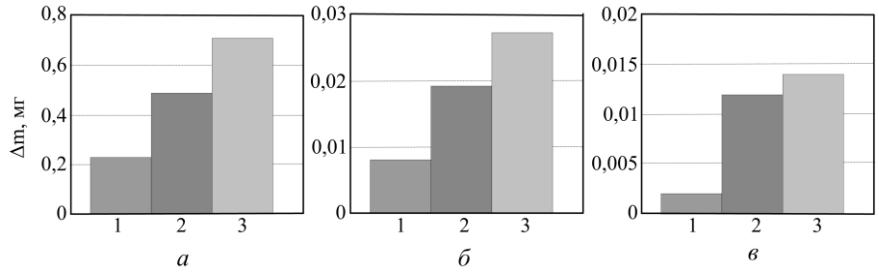


Рис. 5. **Зміна (втрата) маси тіла з титанового сплаву ВТ22 (1), бронзового контртіла (2) і трибо-пари (3), де титановий сплав зміцнюється за режимами: R1 – *а*; R2 – *б*; R3 – *в***

Мікроструктура поверхні тертя досліджуваних трибопар характерна адгезійному механізму зношування (рис. *а*, *г*). Такий механізм описує взаємодію поверхонь тертя, що супроводжується інтенсивною пластичною деформацією тонких поверхневих шарів, за навантажень, які перевищують межу текучості матеріалів [11]. В процесі контактної взаємодії руйнується оксидна плівка і оголюються хімічно чисті металеві поверхні. Пластична деформація у зоні контакту сприяє максимальному зближенню цих поверхонь і утворенню в приповерхневих шарах текстури з гранично деформованих зерен, розташованих у напрямку відносного переміщення зразка. Під час тертя на відстані міжатомного порядку відбувається схоплювання та мікрозварювання контактних поверхонь з виділенням енергії. Коли молекулярна взаємодія між схопленими поверхнями є більшою, ніж межа міцності матеріалів, і при цьому тіла продовжують взаємно переміщатися, то відбувається виривання м’якшого матеріалу з поверхні. В результаті на контактній поверхні зразків з меншою твердістю матеріалу (бронза) утворюються хаотично розташовані вириви, а на зразках з більшою твердістю (титановий сплав) – налипання (рис. 1 *а*, *г*). Це підтверджує мікрорентгеноспектральний аналіз поверхонь після тертя: на поверхні титанових зразків фіксували матеріал контртіла (мідь). Такі ділянки намащування розташовані хаотично, також є місця нашарування. Вони напрямлені гострими краями у бік фрикційного течіння матеріалу.

© С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк

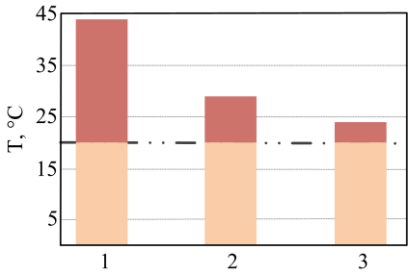


Рис. 6. **Температура в околі зони тертя в трибопарі, де титановий сплав зміцнювали за режимами: 1 – R1; 2 – R2; 3 – R3 (штрихпунктирна лінія – кімнатна температура 20 °С)**

Таким чином, з одного боку, вигладжування збільшує мікротвердість (за рахунок збільшення лінійних та точкових дефектів), покращує значення шорсткості та несучу здатність поверхні титанового сплаву, що повинно збільшувати зносостійкість матеріалу, однак з другого боку, в даних умовах тертя це призводить до збільшення площі та швидкості активації схоплення титану з бронзовою колодкою, інтенсифікуючи адгезійне зношування трибопар.

Азотування титанового сплаву ВТ22(R2) підвищує зносостійкість трибопари на 1 порядок порівняно з вигладжуванням (рис. 5, *б*). Термодифузійне насичення сплаву ВТ22 азотом забезпечує на етапі стабільного зношування нижчі коефіцієнти тертя 0,14 та температуру в зоні тертя 29 ºС (рис. 6, 7).

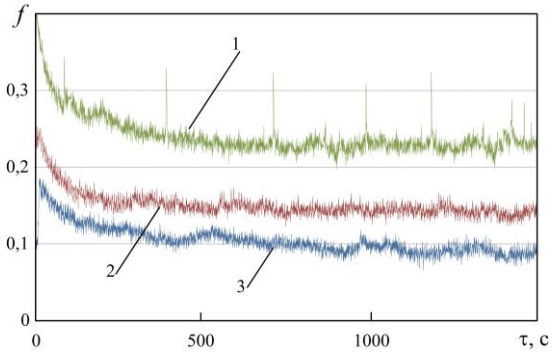


Рис. 7. **Кінетика зміни коефіцієнта тертя для трибопар: 1 – титановий сплав, зміцнений за режимом R1; 2 – за R2; 3 – за R3**

Мікроструктура поверхні зношування азотованого титанового сплаву ВТ22 свідчить про невеликий знос матеріалу. При цьому поверхня зношування контртіла має характерний борознистий мікрорельєф, що притаманний абразивному механізму зношування (рис. 5, д). Це обумовлено тим, що під час азотування на поверхні титанових сплавів формується рельєф, де плямами фактичного контактування під час тертя виступають найвищі та найтвердіші мікровиступи профілю поверхні (нітридні фази). Під час тертя ці мікровиступи подібно до абразиву проорюють м’якшу поверхню контртіла, залишаючи борозни.

Триботехнічні випробування показали, що зміцнений деформаційно-дифузійною обробкою титановий сплав ВТ22 у всьому діапазоні досліджень практично не зношується, що є свідченням хороших антифрикційних властивостей його поверхні (рис. 5. *в*). Коефіцієнт тертя такої трибопари становив 0,09, а температура в околі зони тертя зберігалась на рівні 24 °С (рис. 6, 7).

Поверхня сплаву ВТ22 після тертя практично не змінюється. Проте поверхня контртіла (бронзи) під час фрикційної взаємодії зношується за абразивним механізмом. При цьому поверхня контртіла в парі з титановим диском, зміцненим за режимом R3, має меншу кількість борозен, ніж та, котра працювала з диском, зміцненим за режимом R2, де борозен більше і самі вони глибші (рис. 5, е).

© С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк

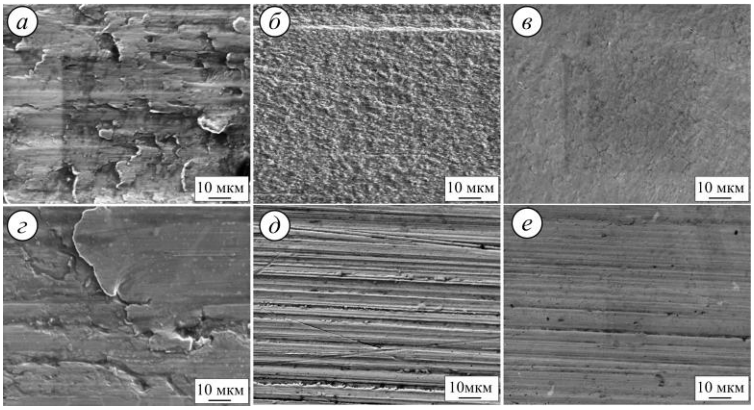


Рис. 7. **Топографія поверхонь зносу пари тертя титанового сплаву ВТ22 (а, б, в) – бронза (г, д, е), де титановий сплав зміцнювали за режимами: R1 - а, г ; R2 - б, д; R3 - в, е**

Висновок. Деформаційно-дифузійна обробка сприяє підвищенню триботехнічних характеристик трибопари титановий сплав ВТ22 – бронза БрАЖН 10-4-4 порівняно з традиційними обробками (вигладжування чи азотування). Така обробка на етапі стабільного зношування забезпечує нижчі як коефіцієнти тертя (0,09 проти 0,24 чи 0,1 відповідно), так і температуру в зоні тертя (24 ºС проти 44 чи 29 відповідно).

1. Механіка руйнування і міцності матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О. П. Ос-таш, В. М. Федірко, В. М. Учанін, С. А. Бичков, О. Г. Моляр, О. І. Семенець, В. С. Кра-вець, В. Я. Дереча. – Львів: Сполом, 2007. – 1068 с.

2. Конструкционные материалы в самолетостроении / А.Г. Моляр, А.А. Коцюба, А.С. Бычков, О.Ю. Нечипоренко – К.: КВИЦ, 2015. – 400с.

3. Духота О.І. Проблемні питання використання титанових сплавів у вузлах тертя авіаційної техніки / О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, В.Ф. Лабунець // Проблеми тертя та зношування – 2008.– 49. – С. 14–26.

4. Федірко В.М. Підвищення зносостійкості титанових сплавів хіміко-термічною обробкою в азотовмісних середовищах / В.М. Федірко, І.М. Погрелюк // Фіз.-хім. механіка матеріалів – 1994. №1. – С. 69–74.

5. Ivanov Y.F. Surface layer of commercially pure VT1-0 titanium after electric-explosion alloying and subsequent treatment by a high-intensity pulsed electron beam / Y.F. Ivanov, A.D. Teresov, E.A. Petrikova et al. // Steel Transl. – 2013. – 43. – P. 798–802.

6. Koshuro V.A. Composition and structure of coatings formed on a VT16 titanium alloy by electro-plasma spraying combined with microarc oxidation / V.A. Koshuro, G.G. Nechaev, A.V. Lyasnikova // Tech. Phys. – 2014. – 59. – P.1570–1572.

7. Spriano S. The combined action of UV irradiation and chemical treatment on the titanium surface of dental implants / S. Spriano, S. Ferrarisa, D.Bollatib // Appl. Surf. Sci. – 2015. – 349. – P. 599–608.

8. Шейкін С.Є. Зміна стану поверхневого шару під час накатування сплавів ВТ1-0 і ВТ22 інструментом з алмазного композиційного термостійкого матеріалу / С.Є. Шейкін, Д.В. Єфросинін, І.Ю. Ростоцький // Физика и техника высоких давлений. – 2011. – 21(1). – С. 134-139.

9. Pohrelyuk I.M. Wear resistance of VT22 titanium alloy after nitriding combined with heat treatment / I. M. Pohrelyuk, M. V. Kindrachuk, S. M. Lavrys // Materials Science. – 2016. – 52. №1. – P. 56-61.

10. Liling Ge. Influence of the surface nanocrystallization on the gas nitriding of Ti–6Al–4V alloy / Liling Ge, Na Tian, Zhengxin Lu and Caiyin You. // Applied Surface Science. – 2013. – № 286. – P. 412-416.

11. Гаркунов Д.Н. Триботехника: Учебник для студентов вузов –М.: Машиностроение, 1989. – 328с.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2019

© С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк

УДК 621.762.4.04:621.762–661.8:620.172:820.184.6

А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич
Институт проблем материаловедения им. И. М. Францевича НАН Украины

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ УДАРНОГО СПЕКАНИЯ НА ПЛОТНОСТЬ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Ni_3Al – 45 об. % WC

Проведено исследование процесса уплотнения, структуры и механических свойств композита Ni_3Al-45 об. %WC, полученного из смеси порошков методами ударного и свободного спеканий в вакууме. Ударное спекание брикетов проведено при температурах 1160, 1220, 1280 и 1330 °С с изотермической выдержкой перед ударом 20 мин. Свободное спекание выполнено при температурах 1280, 1330 и 1360 °С с выдержкой также 20 мин. Установлено, что метод ударного уплотнения обеспечивает получение высокоплотных образцов, 96,5-97%, как при низкой, так и при высокой температурах. При свободном спекании высокая относительная плотность образцов, 96,6 %, достигается при 1360 °С. Образцы, полученные ударным и обычным спеканием, имеют соответственно прочность при изгибе 1670 и 1400 МПа, предел текучести при сжатии 2700 и 2200 МПа, твердость по Виккерсу 7800 и 7100 МПа, трещиностойкость 9,4 и 12,7 МПа·м$^{1/2}$.

***Ключевые слова**: композит Ni_3Al-WC, ударное спекание, плотность, свойства, структура.*

А.В. Лаптєв, О.І. Толочин, М.В. Карпець, О.М. Мисливченко, І.Ю. Окунь, Я.І. Євич
Інститут проблем матеріалознавства ім.. І. М. Фрацевича НАН України

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ УДАРНОГО СПІКАННЯ НА ЩІЛЬНІСТЬ, СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИТУ Ni_3Al – 45 об. % WC

Проведено дослідження процесу ущільнення, структури та механічних властивостей композиту Ni_3Al-45 об. % WC, отриманого з суміші порошків методами ударного та вільного спікання в вакуумі. Ударне спікання брикетів проведено при температурах 1160, 1220, 1280 та 1330 °С з ізотермічною витримкою перед ударом 20 хв. Вільне спікання виконано при температурах 1280, 1330 и 1360 °С з витримкою також 20 хв. Встановлено, що метод ударного ущільнення забезпечує отримання високощільних зразків, 96,5-97%, як при низькій так і при високій температурах. При вільному спіканні висока щільність зразків, 96,6%, досягає при 1360 °С. Зразки, які отримані ударним та звичайним спіканням, мають відповідно міцність на вигин 1670 та 1400 МПа, межу текучості при стиску 2700 та 2200 МПа, твердість по Виккерсу 7800 та 7100 МПа, тріщиностійкість 9,4 та 12,7 МПа·м$^{1/2}$.

***Ключові слова**: композит Ni_3Al –WC, ударне спікання, густина, властивості, структура.*

A.V. Laptiev, O.I. Tolochyn, M.V. Karpets, O.M. Myslivchenko, I.Yu. Okun, Ya.I. Yevych
Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NASU

INFLUENCE OF THE IMPACT SINTERING TEMPERATURE ON THE DENSITY, STRUCTURE AND PROPERTIES OF Ni_3Al-45 vol.%WC COMPOSITE

The study of consolidation process, structure and mechanical properties of a Ni3Al-45 vol.% WC composite obtained from powders by impact sintering and conventional sintering in vacuum methods at different temperatures is conducted. The impact sintering of green briquettes is carried out at the temperatures of 1160, 1220, 1280 and 1330 °C with isothermal holding of 20 min before a hammering. The conventional sintering is executed at the temperatures of 1280, 1330 and 1360 °C with holding of 20 min also. It is established that the impact sintering method provides the dense specimens, 96.5-97%, both at low and at high temperatures. The high density, 96.6%, are reached by the conventional sintering method at the 1360 °C. Mechanical properties change when increase sintering temperature of specimens. The maximal transverse rupture strength, 1540-1670 MPa, have the specimens obtained by impact sintering at 1160 and 1220 °C, but the strength of 1400 MPa have the specimens obtained by conventional sintering at 1360 °C.. The maximal compression yield strength of 2700 MPa and the Vickers hardness of 7800 MPa have the specimens obtained by impact sintering at the lowest temperature. When using a conventional sintering of specimens the greatest yield strength 2200 MPa and Vickers hardness 7100 MPa turn out at the temperatures of 1360 and 1330 °C. The maximal fracture toughness values are obtained on the samples densified at a low temperature in case of impact sintering and at high temperature in case of conventional sintering. At that, the crack resistance of freely sintered samples appeared above crack resistance of the samples obtained by impact sintering – 12.7 against 9.4 MPa·м$^{1/2}$.

***Keywords**: Ni_3Al –WC composite, impact sintering, density, properties, structure*

Введение. Интерметаллическое соединение Ni_3Al привлекает внимание материаловедов по нескольким причинам: во-первых, как основа перспективных жаропрочных сплавов и композитных материалов [1-3], во-вторых, как эффективная альтернативная связка в твердых сплавах [4-9], и, в-третьих, как износостойкий материал при комнатной и повышенной температурах, который может существенно превосходить по износостойкости жаропрочные никелевые сплавы и материал типа «Стеллит» /1/, а также эффективно сопротивляться кавитационному и абразивному износу, например, при эксплуатации изделий (лопаток гидротурбин) в потоке гидроабразивной среды [10]. Кроме того, данное интерметаллическое

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич

соединение может быть использовано для разработки жаропрочных материалов, предназначенных для штампов изотермической штамповки титановых сплавов и никелевых суперсплавов. Традиционными материалами для изотермической штамповки являются жаропрочные сплавы на никелевой основе ЖС6, ЖС6У [11] и ЖС6К [12]. Последний сплав содержит повышенное количество легирующих элементов, включая такие элементы как хром, кобальт, молибден, вольфрам, церий марганец, кремний, железо и в небольших количествах – серу, бор и фосфор. Для повышения жаропрочности такого сплава в патенте [12] предлагается дополнительное введение редких и дорогостоящих элементов, таких как ниобий, рений, гафний, цирконий и неодим. Однако больший интерес для разработки жаропрочных штампов представляет направление, связанное с получением композиционного материала с интерметаллидной матрицей на основе Ni_3Al, а в качестве упрочняющей фазы использовать карбид вольфрама, поскольку твердые сплавы на основе WC с данным интерметаллидом в качестве связки показали свою эффективность [4, 6]. Более того, разработаны износостойкие интерметаллидные покрытия, упрочненные наночастицами карбида вольфрама [9].

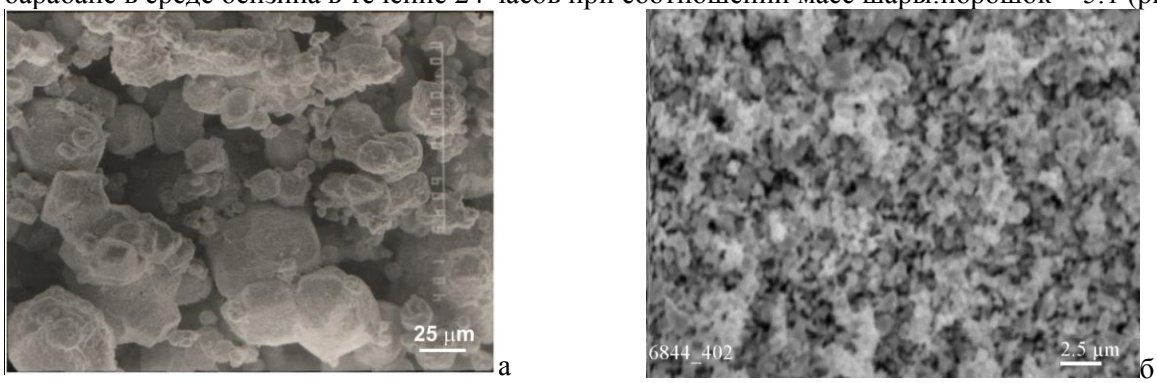
При выборе оптимального количества твердой фазы в интерметаллидной матрице необходимо учитывать две крайности. При малом количестве твердой фазы в более пластичной матрице композит будет обладать повышенной пластичностью, но невысоким уровнем твердости, а при большом по объему содержании карбидных частиц твердость композита будет высокой, а пластичность - низкой. Поэтому компромиссным решением на данном этапе исследований является композит с приблизительно равным объемным соотношением алюминида никеля Ni_3Al и твердых частиц карбида вольфрама WC. Кроме того, имеются дополнительные аргументы в пользу исследования такого по количественному составу композита. Во-первых, это наличие возможности более равномерного распределения компонентов в исходной смеси порошков при их размоле, во-вторых, это обеспечение минимальной степени контакта карбидных частиц, обладающих пониженной прочностью, в-третьих, это реальная возможность достижения высокой плотности при низкотемпературном уплотнении порошка и, в-четвертых, это возможность корректного сравнения механических свойств экспериментального композита со свойствами подобных композитов, но имеющих другие матрицы, например, такие, как кобальт (композит WC-40 мас. % Co [13]) или сталь (карбидостали [14, 15]). Интерес представляет также сравнение механических свойств композитов WC-Ni_3Al с разным объемным соотношением интерметаллида и карбидной фазы. В зарубежной литературе представлены результаты исследования композитов WC-Ni_3Al с объемным содержанием карбида вольфрама 83 и 32 % [16], 60 % [17, 18, 19], 70 % и 60% WC соответственно в [20] и [21, 22], 70 и 80 % карбида вольфрама в работе [23]. При этом для получения плотных образцов были использованы различные методы порошковой металлургии – от обычного спекания в жидкой фазе и инфильтрации до горячего прессования и лазерной обработки [24].

Большее внимание привлекают все же методы, основанные на горячей обработке давлением, поскольку они позволяют получать высокоплотные образцы при пониженных температурах и, следовательно, сохранять более мелкую структуру для обеспечения повышенной прочности и твердости. Повышенный интерес представляет метод горячей обработки давлением под действием ударной нагрузки, разрабатываемый в Институте проблем материаловедения НАН Украины. Для проведения с помощью данного метода исследований по изучению структуры и свойств материала был выбран интерметаллидный композит с объемным содержанием карбида вольфрама 45 %. Такое же количество карбида было ранее выбрано для композита WC-Co [13], который имел мелкозернистую структуру и высокие механические свойства и который может служить базовым материалом для сравнения. Замена кобальта на интерметаллид в композите с карбидом вольфрама представляет интерес еще и потому, что метод низкотемпературного ударного спекания был ранее применен для уплотнения порошка интерметаллида Ni_3Al, структура и свойства которого были представлены в работе [25]. Поэтому целью данной работы было исследование структуры и свойств нового композита, содержащего алюминид никеля в качестве матрицы и частицы карбида вольфрама в качестве упрочняющей фазы. При этом интерес представляли два способа уплотнения композита – обычное или свободное спекание и спекание под действием удара в твердой фазе при разных температурах. Это позволит установить влияние второй фазы на механические свойства композита с интерметаллидной матрицей.

Методика эксперимента. Для подготовки смеси использовали крупный карбид вольфрама марки КМ22, производства компании «Куйбышевбурмаш». Поскольку крупные частицы порошка

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич

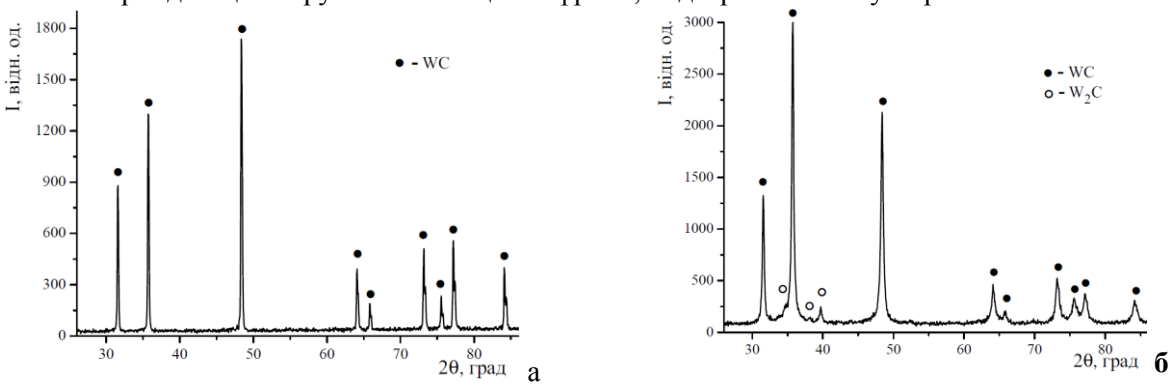
состоят из мелких частиц (рис. 1а), то этот порошок был предварительно размолот в шаровом барабане в среде бензина в течение 24 часов при соотношении масс шары:порошок = 5:1 (рис. 1б).



а б

Рис.1. **Исходный порошок карбида вольфрама КМ22 (а) и после размола в течение 24 часов (б).**

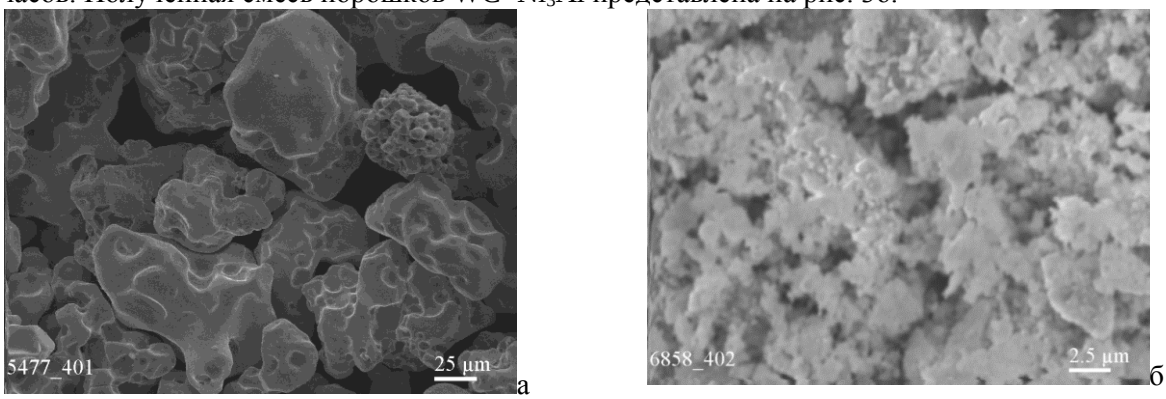
Рентгенофазовый анализ исходного и размолотого порошков карбида вольфрама марки КМ22 показал, однако, что после размола порошка карбид вольфрама состоит из двух фаз – WC и W_2C, рис. 2. Причина появления полукарбида W_2C в количестве 4,4 мас. %., очевидно, связана с неполной карбидизацией крупных частиц вольфрама, подверженных науглероживанию.



а **б**

Рис. 2. **Рентгенограммы исходного (а) и размолотого в течение 24 часов (б) порошков карбида вольфрама.**

Размолотый порошок карбида вольфрама смешивали с порошком интерметаллида Ni_3Al (ПН85Ю15) производства НПО «Тулачермет», рис. 3а. Размол порошков WC и Ni_3Al проводили в шаровом барабане в среде бензина при соотношении массы шаров к массе порошка 8:1 в течение 73 часов. Полученная смесь порошков WC+Ni_3Al представлена на рис. 3б.



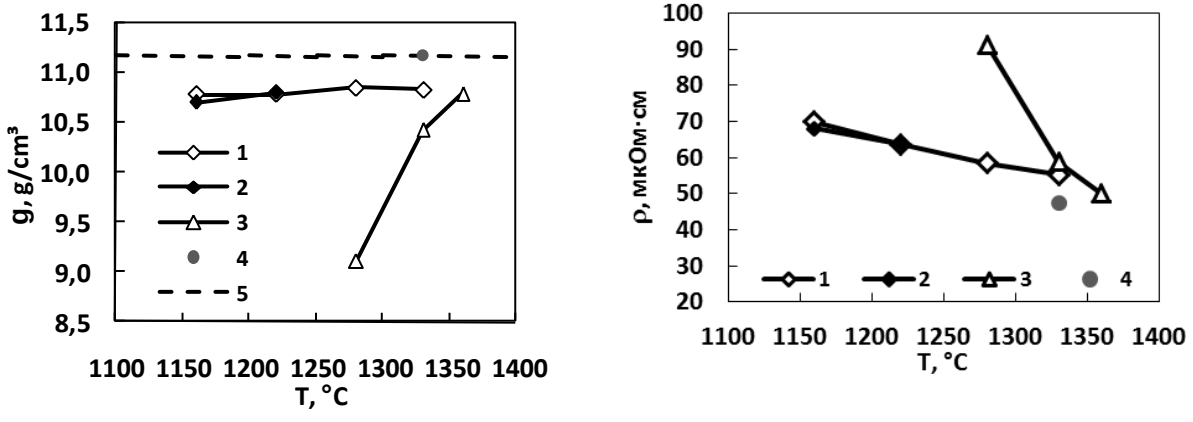
а б

Рис.3. **Исходный порошок интерметаллида Ni_3Al (а) и полученная смесь порошков WC+Ni_3Al после размола-смешения (б).**

Из смеси порошков алюминида никеля и карбида вольфрама (Ni_3Al+45 об.% WC) были спрессованы при комнатной температуре и под давлением 300 МПа сырые брикеты диаметром 25 мм. Они имели высоту 15 мм и пористость 35 %. Далее брикеты помещали в нагревательную камеру экспериментальной установки ударного действия, нагревали до заданной температуры со

скоростью 20°С/мин, выдерживали 20 или 45 мин и затем перемещали в рабочую зону, где происходило их уплотнение под действием удара. Ударное уплотнение (спекание) проводили при температурах 1160, 1220, 1280, 1330 °С. Перед ударом при указанных температурах брикеты выдерживали 20 мин, но для температур 1160 и 1220 °С были применены дополнительно изотермические выдержки длительностью 45 мин. Уплотнение всех брикетов осуществлялось с энергией 9 кДж и скоростью деформирования 6 м/с. При этом продолжительность ударного уплотнения составляла $(4–6)\cdot10^{-3}$ с. Для сравнения проводили свободное спекание образцов композита при температурах 1280, 1330 и 1360 °С с изотермической выдержкой при спекании 20 мин. Также проводилось комбинированное уплотнение брикетов, заключающееся в ударном спекании при 1220 °С и дальнейшем свободном спекании при 1330 °С с выдержкой 20 мин в каждом случае. После ударного уплотнения образцы имели форму дисков с размерами ~27 мм в диаметре и высотой ~10 мм, которые разрезали электроискровым способом на прямоугольные штабики для проведения испытаний с целью определения механических свойств. Плотность образцов измеряли методом гидростатического взвешивания, а удельное электросопротивление – путем сравнения падения напряжения на исследуемом образце и эталонном сопротивлении. Предел прочности при изгибе и трещиностойкость определяли на образцах с размерами, соответственно, 4×4×25 и 4×2×25 мм и расстоянием между опорами 20 мм. Надрез в образцах для оценки трещиностойкости создавали электроискровым методом, используя проволоку диаметром 0,1 мм. Для определения прочности композита при сжатии использовали образцы с размерами 4×4×8 мм. Измеряли также твердость образцов по методу Виккерса при нагрузке 300Н. Для проведения испытаний использовали испытательные машины “Ceramtest System” и «UTM-100». Рентгенофазовый анализ материала осуществляли на установке ДРОН–3 в Cu-Kα излучении. Структурные и фрактографические исследования образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе «JEOL Superprobe-733».

Результаты эксперимента и их обсуждение. Уплотнение сырых брикетов из порошковой смеси Ni_3Al+45 об.% WC при помощи удара в выбранном диапазоне температур приводит к получению образцов с относительно высокой плотностью, рис. 4а. В частности, при низкой температуре уплотнения (1160 °С) относительная плотность образцов получается равной 96,5 %, а при высокой температуре уплотнения (1330 °С) – 97%. Увеличение длительности изотермической выдержки перед ударным спеканием с 20 до 45 мин при температурах уплотнения 1160 и 1220 °С не обеспечило повышение плотности образцов. Обычное спекание сырых брикетов позволило получить плотность на уровне 96,6 % только при температуре 1360 °С. При снижении температуры обычного спекания плотность образцов резко падает, рис. 4а. Примечательным является тот факт, что дополнительное свободное спекание при 1330 °С брикетов, предварительно уплотненных под действием удара при температуре 1220 °С и имеющих при этом пористость 3,3%, способствовало устранению этой пористости, рис. 4а (темная круглая точка). При оценке достигнутой плотности данного композита в результате ударного уплотнения важно отметить, что его относительная плотность практически не отличается



а б

Рис. 4. **Зависимость плотности (а) и удельного электросопротивления (б) от температуры и способа уплотнения порошкового композита WC–55об.%Ni_3Al: 1 – ударное спекание с выдержкой 20 мин, 2 – ударное спекание с выдержкой 45 мин, 3 – свободное спекание, 4 – комбинированная обработка (ударное спекание + свободное спекание), 5 – аддитивная плотность смеси порошков 37Ni_3Al-60,5WC-2,5W_2C (мас. %) равна 11,17 г/см^3.**

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич

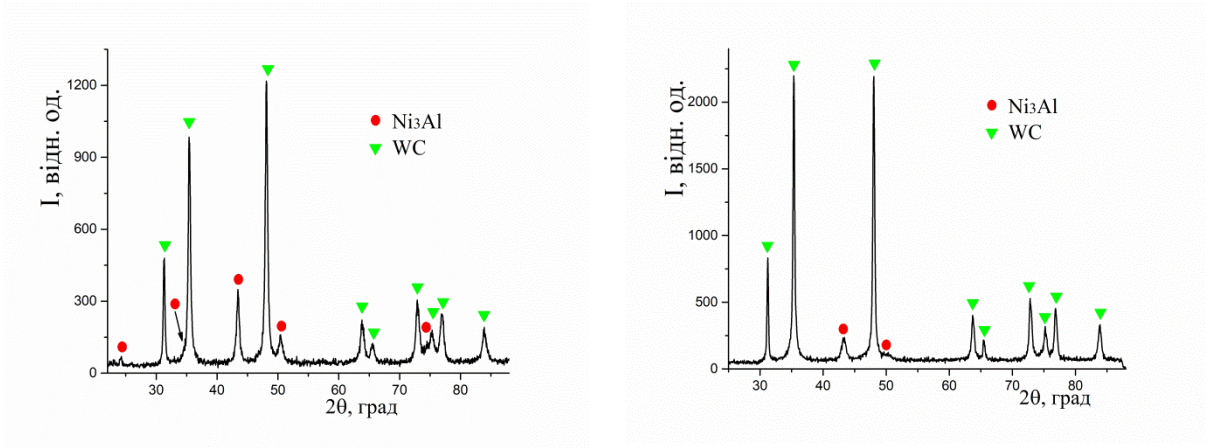
от относительной плотности одного интерметаллида (без карбидных частиц WC), уплотненного в таком же диапазоне температур [25]. То есть, добавление в порошок интерметаллида большого количества частиц карбида вольфрама (45 об. %) не повлияло существенно на процесс уплотнения в случае применения ударной нагрузки.

Вторым важным фактором (после плотности), определяющим качество композита, является прочность межчастичных границ. При этом в двухфазной структуре композита межчастичные границы могут быть трех видов: а) границы между частицами карбида вольфрама (однофазная карбидная граница), б) границы между частицами алюминида никеля (однофазная интерметаллидная граница) и в) границы между частицами карбида вольфрама и интерметаллида (межфазная граница). Кроме типа границ в композите необходимо учитывать и их количественное соотношение. Для композита с практически равным объемным содержанием фаз количество границ между частицами карбида вольфрама может отсутствовать или быть минимальным, а основную долю границ будут составлять межфазные границы и границы между частицами интерметаллида. Качество или прочность именно этих границ и буде определять свойства и качество данного композита, полученного при разных температурах уплотнения. Для предварительной оценки качества границ можно использовать величину удельного электросопротивления образцов. Зависимость удельного электросопротивления образцов от температуры и способа их уплотнения показана на рис. 4б. Как видно из данного рисунка, повышение температуры уплотнения сырых брикетов приводит к снижению удельного электросопротивления, что является вполне закономерным явлением в связи со снижением пористости образцов. И чем интенсивнее снижается пористость (в случае свободного спекания), тем интенсивнее снижается удельное электросопротивление. Но в случае ударного спекания повышение температуры приводит к снижению пористости всего на 0,5 %, а удельное электросопротивление уменьшается на существенную величину - с 68 до 55 мкОм·см. Такое изменение электросопротивления с повышением температуры уплотнения в данном случае может быть связано с улучшением качества границ в композите. Однако полученное качество границ у этих образцов (если судить по величине электросопротивления) все же хуже качества границ у свободно спеченных образцов, поскольку последние имеют более низкое удельное электросопротивление при соизмеримой пористости.

Обращает на себя внимание также и тот факт, что абсолютное значение удельного электросопротивления практически плотных образцов (черная точка на рис.4б), равное 47,4 мкОм·см, существенно выше теоретического значения, соответствующего уровню 27,5–31,5 мкОм·см и рассчитанного по нескольким методикам, предложенным в работе [26]. При этом принималось во внимание, что удельное электросопротивление WC равно 19,3 мкОм·см, а Ni_3Al - 38 мкОм·см.

В основе несоответствия теоретического и экспериментального значений удельного электросопротивления образцов, может лежать несколько факторов. Один из них — это наличие небольшого количества частиц полукарбида вольфрама W_2C, удельное электросопротивление которого достаточно высокое и составляет 75,7 мкОм·см [27]. Но из-за небольшого объемного количества данной фазы (меньше 2 %) трудно ожидать значительного повышения удельного электросопротивления образцов. Второй фактор – это образование дополнительных фаз в композите в результате взаимодействия при нагреве карбидных и интерметаллидных частиц. Для установления наличия или отсутствия новых фаз в данном композите был проведен рентгенофазовый анализ образцов, полученных ударным и свободным спеканием при разных температурах. Все рентгенограммы показали отсутствие в образцах новых фаз. Рентгенограммы образцов, полученных при температурах 1160 и 1360 ^oC, показаны на рис. 5.

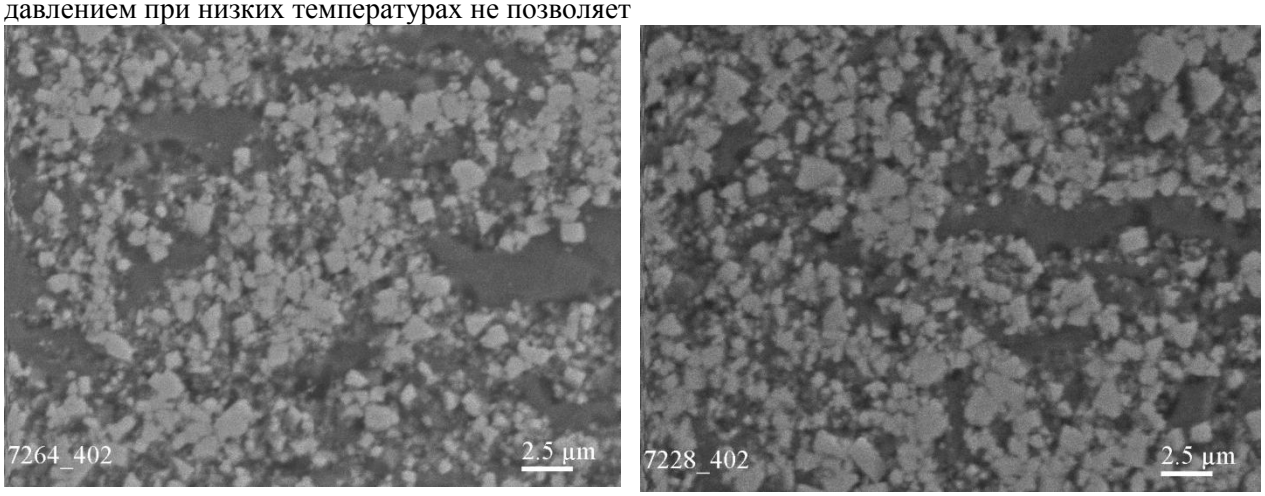
© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич



а б

Рис. 5. **Рентгенограммы образцов композиционного материала Ni_3Al–45 об. % WC, полученного ударным спеканием при температуре 1160 °С (а) и свободным спеканием при– 1360 °С (б).**

В связи с тем, что рентгенофазовый анализ образцов показал отсутствие новых фаз в образцах данного композита и, следовательно, отсутствие причины для повышения удельного электросопротивления, то еще один фактор, влияющий на электросопротивление, заслуживает внимания. Имеется в виду равномерность распределения структурных составляющих. При наличии в структуре образцов, например, скоплений карбидных частиц с плохой между ними связью, их удельное электросопротивление также может быть повышенным. Поэтому интерес представляло исследование микроструктуры полученных образцов (рис. 6). Как видно из этого рисунка, распределение карбидных частиц не является равномерным. Наблюдаются скопления как карбидных частиц (светлые частицы), так и большие участки интерметаллидной фазы (темные участки). Такая структура образцов отражает, скорее всего, структуру приготовленной порошковой смеси из Ni3Al и WC, характеризующуюся, чередованием крупных частиц интерметаллида и скоплений мелких частиц карбида вольфрама. Уплотнение такой смеси под давлением при низких температурах не позволяет

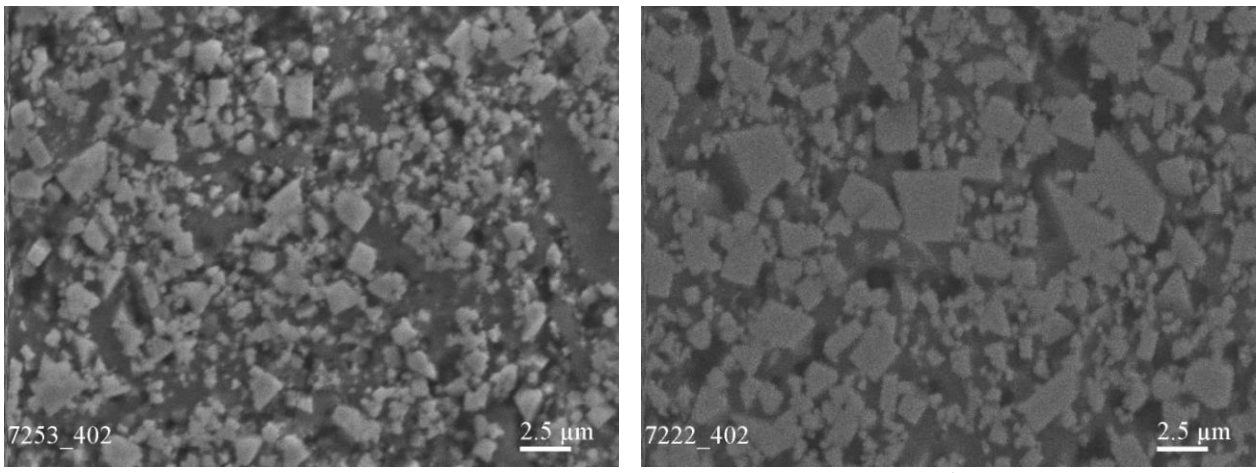


а б

Рис. 6. **Микроструктура композита Ni_3Al–45 об.% WC, полученного при температуре ударного спекания 1220 °С (а) и 1330 °С (б).**

осуществить перераспределение карбидных частиц. Поэтому в скомпактированном образце фиксируется степень распределения компонентов, характерная для порошковой смеси. При повышении же температуры спекания образцов происходит некоторое перераспределение компонентов, и микроструктура образцов становится более равномерной, как это видно, например, на рис. 7, где представлена микроструктура образцов, свободно спеченных при высоких температурах.

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич



а б

Рис. 7. Структура композита Ni_3Al–45об.% WC после уплотнения свободным спеканием при температурах 1280 °С (а) и 1360 °С (б).

Следует при этом заметить, что перераспределение карбидных частиц может быть затруднено и при высокой температуре, если образец перед этим был уплотнен до высокой плотности при помощи удара. Микроструктура образца, который был уплотнен ударом при 1220 °С, а затем дополнительно спечен при 1330 °С и имел практически 100 %-ную плотность, показана на рис. 8.

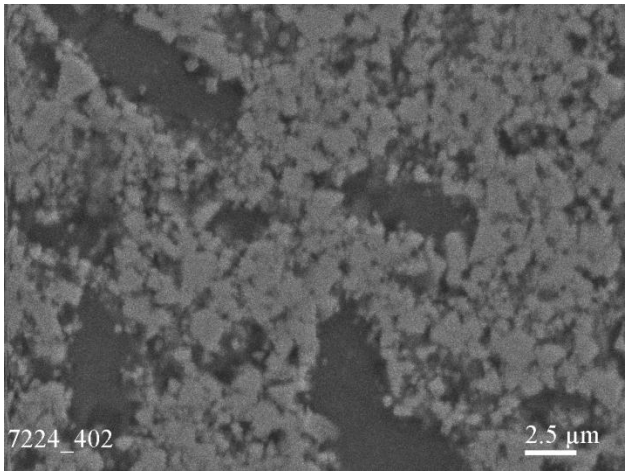


Рис. 8. **Микроструктура композита Ni_3Al–45 об.% WC после уплотнения ударным спеканием при 1220 °С и затем дополните-льным свободным спеканием при 1330 °С.**

Удельное электросопротивление данного образца было самым низким из всех образцов, но более высоким по отношению к теоретическому значению. В связи с тем, что образцы с неравномерной и равномерной структурами обладают высоким электросопротивлением, то и фактор равномерности распределение структурных составляющих не может быть причиной в данном случае повышенного электросопротивления образцов. Следовательно, на данном этапе исследования вопрос о причинах высокого электросопротивления образцов остается открытым. Наличие относительно высокого электросопротивления образцов может свидетельствовать о слабой связи между одноименными и разноименными частицами. Поэтому интерес вызывают механические свойства образцов данного композита, полученного разными методами и при разных температурах.

Одной из основных прочностных характеристик порошковых металлокерамических композитов является прочность при изгибе. Немаловажными являются также и испытания образцов на сжатие, позволяющие во многих случаях установить не только предел прочности, но и предел текучести, а также степень пластической деформации. Эти характеристики различных образцов представлены на рис. 9. На рис. 9а показаны зависимости предела прочности при изгибе от температуры уплотнения образцов исследуемого композита Ni_3Al–45 об.% WC, полученного двумя способами, а также для сравнения зависимость прочности при изгибе одного интерметаллида Ni_3Al, ранее полученной в работе [25]. Прежде всего внимание заслуживает тот факт, что введение в интерметаллид большого количества частиц карбида вольфрама приводит к существенному повышению прочности при изгибе образцов композита. Причем повышение прочности в 2,5 раза наблюдается на образцах, уплотненных при низкой температуре (1160 °С), и в 2 раза – на образцах, полученных при высокой температуре (1300 °С). Вторым интересным

моментом является то, что наибольшая прочность при изгибе образцов композита, полученного ударным спеканием, характерна для процесса уплотнения при низкой температуре. Причины снижения прочности при изгибе образцов с повышением температуры ударного спекания пока не совсем понятны, поскольку это снижение (с 1540 до 1046 МПа - среднее из трех значений) сопровождается небольшим ростом плотности и снижением удельного электросопротивления. Однако увеличение длительности изотермической выдержки до 45 мин перед ударным спеканием при температуре 1220 ^{o}C привело к повышению прочности при изгибе до уровня 1670 МПа. При этом следует отметить, что максимальная прочность при изгибе образцов в данном случае была 1770 МПа, а максимальная прочность образцов с короткой изотермической выдержкой, 20 мин, составила 1695 МПа. Максимальная же прочность при изгибе образцов композита, полученного свободным спеканием в вакууме, равная 1400 МПа, была достигнута при максимальной температуре спекания 1360 ^{o}C. Уменьшение температуры спекания данного композита приводит к интенсивному снижению прочности при изгибе в связи с резким увеличением пористости и, возможно, снижением качества межчастичного взаимодействия, то есть уменьшением прочности межфазных границ. Важно отметить также и то, что прочность при изгибе образца, полученного двойной обработкой (ударным спеканием при низкой температуре и затем свободным спеканием при высокой температуре) и обладающего наибольшей плотностью, получилась относительно невысокой, 1255 МПа.

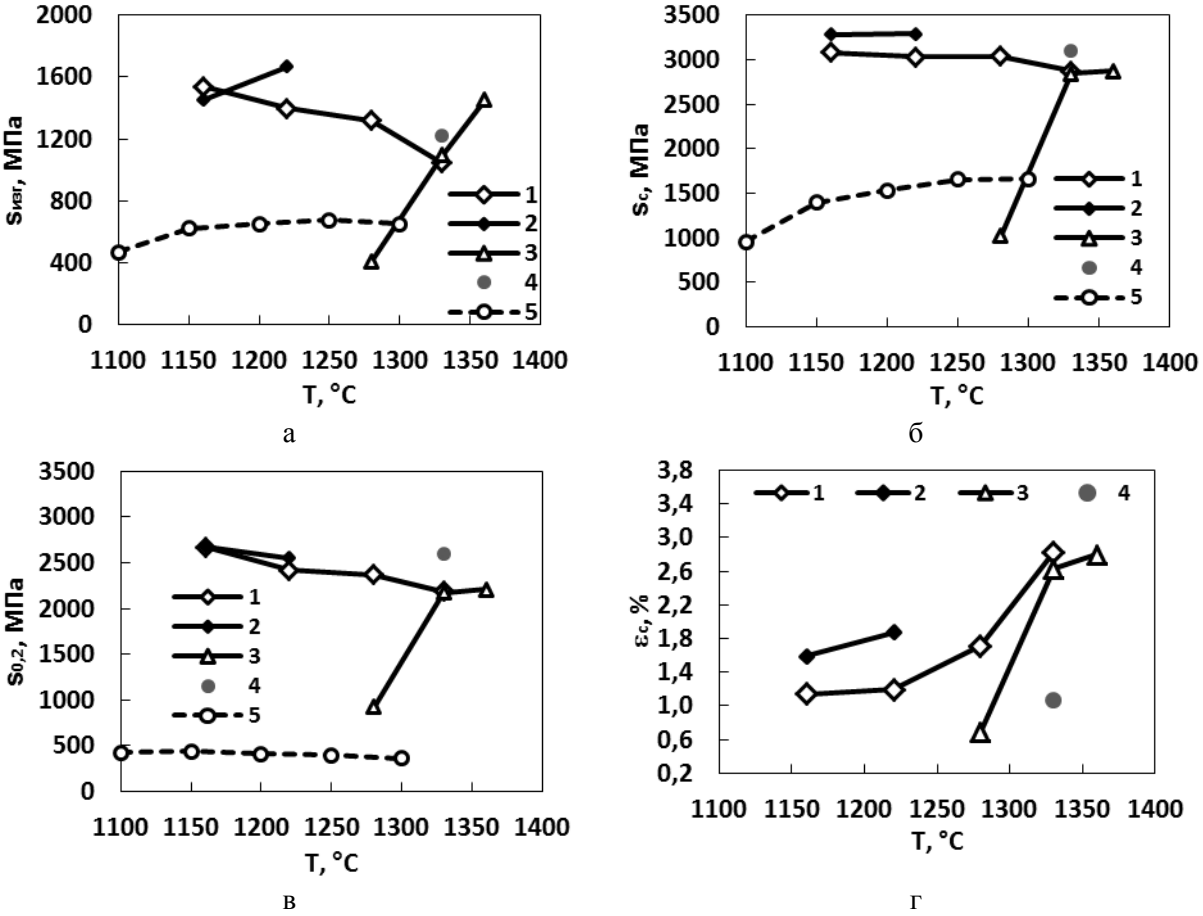


Рис. 9. **Зависимость прочности при изгибе (а), сжатии (б), предела текучести при сжатии (в) и пластической деформации при сжатии (д) от температуры и способа уплотнения порошкового композита Ni_3Al–45 об.% WC: 1 – ударное спекание с выдержкой 20 мин, 2 – ударное спекание с выдержкой 45 мин, 3 – свободное спекание, 4 – комбинированная обработка (ударное спекание + свободное спекание), 5 – свойства интерметаллида Ni_3Al без карбидной фазы [25].**

Интерес вызывает сравнение прочности при изгибе образцов данного экспериментального композита с прочностью при изгибе подобных композитов из других работ. Такое сравнение будет не совсем корректным, поскольку интерметаллидные композиты, взятые из литературы для сравнения, содержат иные количества карбидной фазы. Одним из более близких композитов по

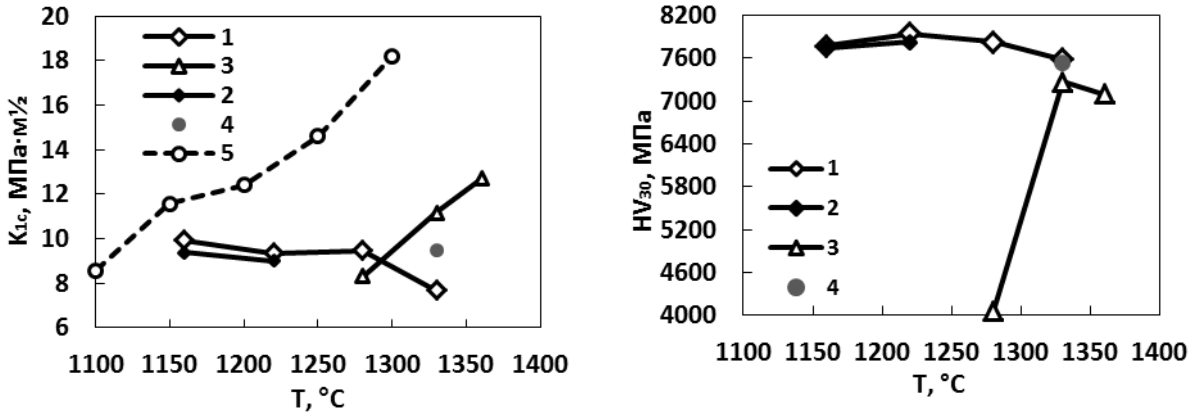
составу, Ni_3Al-32 об. % WC, был частично исследован в работе [16], где показана его прочность при изгибе, равная 1750 МПа (почти такая же как в нашем случае). Больше исследований проведено на композите с 60 об % WC [17-21]. Однако прочность при изгибе имеется в работе [21], в которой показано, что при оптимальном содержании углерода композит имеет прочность при изгибе 2200 МПа. В этой работе приведена для сравнения также прочность при изгибе сплава с кобальтовой матрицей 60WC-40Co (об. %), которая равна 2560 МПа. Нами был раннее исследован также композит с кобальтовой матрицей и объемным содержанием карбида вольфрама 45%, который показал прочность при изгибе 3140 МПа [13]. То есть, замена кобальтовой матрицы в композитах с карбидом вольфрама на интерметаллидную матрицу приводит к падению изгибной прочности материала. Можно привести также значения прочности при изгибе образцов с интерметаллидной связкой, содержащие 70 об. %WC. В частности, прочность при изгибе, равная 1800 МПа, показана в [20] и прочность на уровне 1400 МПа представлена в работе [23]. В последних двух случаях следует подчеркнуть, что использованный интерметаллид Ni_3Al был предварительно улучшен за счет легирования в одном случае бором, а в другом случае бором и цирконием.

Испытание образцов на сжатие, рис. 9б и рис. 9в, показало высокий уровень предельной прочности, на уровне 3000 МПа, и предела текучести, достигающего значений около 2700 МПа на образцах, полученных ударным спеканием при низкой температуре, 1160 ^oC. Интересно отметить, что введение частиц карбида вольфрама в интерметаллидную матрицу в объеме 45 % повышает предел прочности при сжатии образцов в 1,8-2,2 раза, а предел текучести – в 6-6,5 раза. Однако пластичность композита при этом снижается еще в большей степени. В частности, при температуре ударного спекания 1160 ^oC композит имеет пластичность порядка 1,2-1,6 %, рис. 9г, а чистый интерметаллид – 14 % [25], то есть в 10 раз ниже. При более высокой температуре спекания, 1330 ^oC, композит обладает пластичностью в 2,8 %, а чистый интерметаллид – 42 % [25], что ниже уже в 15 раз. Однако драматизировать такую ситуацию с пластичностью композита не следует, поскольку в ряде случаев эксплуатации изделий высокая пластичность не требуется, чтобы не терять форму при высоких нагрузках, а требуется как раз высокий предел текучести, что в данном случае выполняется. Снижение предела текучести данного композита при повышении температуры его уплотнения, очевидно связано с некоторым укрупнением карбидных частиц и более равномерным их распределением, хотя не исключено влияние и других факторов, таких как, например, состояние интерметаллидной матрицы с той или иной степенью дефектности. Состояние интерметаллидной фазы в исследуемом композите может также влиять не только на прочность, но и на пластичность композита, которая увеличивается с повышением температуры ударного спекания, рис. 9г. Пластичность при сжатии образцов, полученных свободным спеканием, достигает максимума также при высокой температуре уплотнения и по значению соизмерима с пластичностью образцов, полученных ударным уплотнением при такой же температуре. Более детального анализа заслуживает низкий уровень пластичности образца, полученного комбинированным уплотнением и имеющем высокий предел текучести, но это возможно при проведении дополнительных исследований.

Пластичность материала влияет существенным образом на такую механическую характеристику, как вязкость разрушения или трещиностойкость. В то же время и при наличии незначительной пластичности материалы обладают определенной трещиностойкостью, величина которой очень важна для характеристики того или иного композита. Поэтому исследуемый композит был подвержен испытаниям на трещиностойкость, результаты которых представлены на рис. 10а. На этом рисунке показана трещиностойкость композита, полученного при разных температурах двумя способами спекания, а также трещиностойкость образцов одного интерметаллида (пунктирная линия), полученная в работе [25]. Если трещиностойкость интерметаллида Ni_3Al увеличивается с повышением температуры ударного спекания с 8,6 до 18,2 МПа·м$^{1/2}$, то трещиностойкость композита, состоящего из этого интерметаллида и частиц карбида вольфрама, уменьшается при повышении температуры уплотнения под действием удара с 9,9 до 7,7 МПа·м$^{1/2}$. В то же время если проводить обычное спекание этого же композита, то его трещиностойкость повышается с увеличением температуры спекания, с 8,3 до 12,7 МПа·м$^{1/2}$, см. рис. 10а. При этом абсолютные значения трещиностойкости свободно спеченных при температурах 1330 и 1360 ^oC образцов, как видно, выше значений трещиностойкости образцов полученных ударным спеканием. Причины, вызывающие такое поведение композита при испытании на трещиностойкость, весьма интересны и важны, но данном этапе их можно только

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич

обозначить. Весьма вероятно, что одной из причин более высокой трещиностойкости свободно спеченных образцов по сравнению



а б

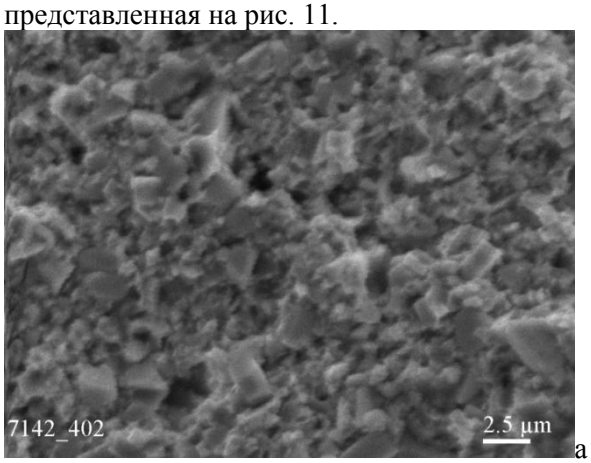
Рис. 10. **Зависимость трещиностойкости (а) и твердостипо Виккерсу (б) от температуры и способа уплотнения порошкового композита Ni_3Al–45 об.% WC: 1 – ударное спекание с выдержкой 20 мин, 2 – ударное спекание с выдержкой 45 мин, 3 – свободное спекание, 4 – комбинированная обработка (ударное спекание + свободное спекание), 5 – трещиностойкость интерметаллида без добавок частиц карбида вольфрама.**

с трещиностойкостью образцов, спеченных под действием удара, является явное различие в равномерности распределения интерметаллидной и карбидной фаз. В свободно спеченных образцах карбидная фаза или карбидные частицы распределены более равномерно в интерметаллидной матрице, а в образцах, спеченных под действием удара, наблюдаются скопления карбидных частиц, сравни рис. 7, 9 с рис. 8. Трещиностойкость скоплений карбидных частиц не может быть высокой из-за наличия в них весьма тонких прослоек интерметаллида. Как известно, тонкие прослойки даже из пластичных металлов таких, как кобальт и никель, снижают трещиностойкость твердых сплавов WC-Co и WC-Ni. Очевидно поэтому структура композита с интерметаллидной матрицей, содержащая скопления карбидных частиц, оказывает меньшее сопротивление распространению трещины, чем равномерная структура. При этом важно подчеркнуть, что плотность у образцов с равномерной и неравномерной структурами одинаковая, а образцы, свободно спеченные при 1330 ^oC, имеют даже меньшую плотность, чем образцы после ударного спекания, но обладают при этом более высокой трещиностойкостью, сравни рис. 5а и рис. 10а.

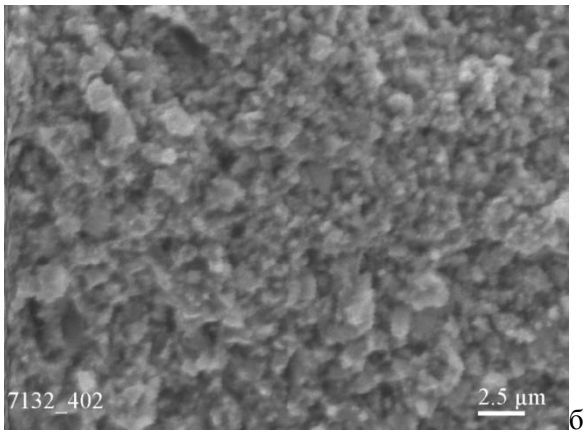
Другой интересный результат связан с противоположным характером изменения трещиностойкости свободно спеченных и ударно спеченных образцов исследуемого композита при увеличении температуры уплотнения. Увеличение трещиностойкости свободно спеченных образцов с повышением температуры их уплотнения легко объяснить проявлением двух факторов: уменьшением пористости и укрупнением структуры, приводящей к утолщению интерметаллидных прослоек. При получении же образцов другим способом, а именно, спеканием под действием удара, доминируют другие факторы, которые при повышении температуры приводят не к росту трещиностойкости, а ее падению. Этими факторами могут быть, в первую очередь, более плотные скопления карбидных частиц, то есть скопления с более тонкими прослойками интерметаллидной фазы, а, во вторую очередь, повышенная концентрация микродефектов типа микротрещин в тех же скоплениях карбидной фазы. Проявление второго фактора (образование микротрещин) представляется все же маловероятным, поскольку образец, полученный комбинированной обработкой, то есть спеканием или высокотемпературным отжигом после ударного уплотнения, также имеет пониженную трещиностойкость (темная точка на рис. 10а) несмотря на то, что микротрещины после высокотемпературного отжига должны исчезнуть. Невысокий также уровень трещиностойкости образцов, полученных ударным спеканием с удлиненной изотермической выдержкой, свидетельствует об отсутствии существенного влияния длительности изотермической выдержки при низких температурах на равномерность распределения компонентов в исходной смеси. Подтверждением того, что более низкая трещиностойкость может быть обусловлена более мелкозернистой структурой, а, следовательно,

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич

более тонкими прослойками пластичной фазы, является поверхность разрушения образцов, представленная на рис. 11.



а



б

Рис. 11. **Поверхность разрушения образцов композита Ni_3Al–45 об.% WC после их уплотнения при температуре 1330 °С методами свободного (а) и ударного (б) спекания.**

Для получения представления о трещиностойкости подобных по типу композитов, но с разным объемным содержанием карбидной фазы, приведем данные по трещиностойкости из различных зарубежных работ. В частности, в работе [16] композит с объемным содержанием частиц карбида вольфрама 32 % имеет трещиностойкость 25 МПа·м$^{1/2}$, но при этом был использован Ni_3Al, легированный бором. Композит с содержанием карбида вольфрама 60 об. % и спеченный при температуре 1500 ^oC [17] показал трещиностойкость 9 МПа·м$^{1/2}$, а при добавлении бора в количестве 500 ppm (0, 0005 мас. %) – 12 МПа·м$^{1/2}$. В работе [20] на композите с содержанием WC 70 об. % и с добавкой бора (количество не указано) была достигнута трещиностойкость 18 МПа·м$^{1/2}$. Очень высокая трещиностойкость 30,2 МПа·м$^{1/2}$ достигнута в работе [21] на композите с 60 % карбида вольфрама и оптимальном содержании углерода в сплаве. При этом интерметаллид Ni3Al был синтезирован из элементов с добавкой бора.

Еще одна важная характеристика исследуемого композита представляет интерес - твердость. Результаты измерения твердости образцов, полученных по разным режимам, показаны на рис. 10б. Твердость, а точнее макротвердость, то есть твердость при большой нагрузке, проявляет меньшую «чувствительность» к пористости, качеству межчастичного взаимодействия и степени равномерности распределения компонентов. Поэтому значения твердости образцов, полученных под действием удара, обладают высокой твердостью 7700-8000 МПа, и она практически не зависит от температуры спекания. Максимальное значение твердости получено при температуре ударного спекания 1220 ^oC - 7945 МПа, и при увеличении температуры уплотнения оно снижается до значения 7580 МПа. Твердость же образцов, полученных свободным спеканием, оказалась ниже твердости образцов после ударного спекания. При этом максимальная твердость, 7270 МПа, получилась при температуре спекания 1330 ^oC. Резкое падение твердости при более низкой температуре спекания, рис. 10а, обусловлено наличием высокой пористости, а небольшое уменьшение твердости при более высокой температуре спекания, очевидно, вызвано укрупнением структуры. Сопоставление твердости данного экспериментального композита с твердостью интерметаллида без карбидных частиц показывает, что добавление в интерметаллид 45 об. % частиц WC повышает твердость образцов в три раза. Твердость же подобных по типу композитов, представленная в зарубежных работах следующая. Интерметаллидный композит с 32 об.% WC имеет твердость 7000 МПа [16], композиты с объемным содержанием карбидных частиц 60 % обладают твердостью 8540 МПа [21], а композиты с 70 об. % WC достигают значений твердости на уровне 9700 МПа [20].

Выводы. Таким образом, в данной работе представлены результаты исследований плотности, микроструктуры и свойств композиционного материала на основе интерметаллида Ni_3Al с объемным содержанием частиц карбида вольфрама WC 45 %, полученного двумя способами твердофазного спекания – свободным или обычным спеканием и спеканием под действием удара. На основании полученных результатов можно сделать следующие выводы.

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич

1. Ударное спекание композита в области температур от 1160 до 1330 ^{o}C обеспечивает получение образцов с относительной плотностью 96,5 – 97,0 %, а плотность образцов, свободно спеченных при температурах 1280 и 1360 ^{o}C, имеет значения 81,5 % и 96,7 % соответственно.

2. Ударное уплотнение порошковой смеси алюминида никеля Ni_3Al и 45 об. % карбида вольфрама в выбранном диапазоне температур фиксирует в плотном состоянии образцов структуру, характеризующуюся наличием большого количества скоплений карбидных частиц и интерметаллидной фазы. Спекание же порошков без давления при относительно высокой температуре приводит к более равномерному распределению карбидной фазы в интерметаллидной матрице.

3. Повышение температуры спекания образцов данного композита влияет на механические свойства по-разному в зависимости от способа спекания. При обычном спекании свойства образцов, как правило, увеличиваются, а при спекании под действием удара механические свойства образцов снижаются.

4. Более высокие механические свойства, за исключением трещиностойкости, характерны для образцов композита, полученных ударным спеканием при низкой температуре. При этом предел прочности при изгибе достигает уровня 1600-1700 МПа, предел прочности при сжатии – 3000-3200 МПа, предел текучести - 2700 МПа, вязкость разрушения – 10 МПа·м$^{1/2}$ и твердость – 7700-7800 МПа.

5. Достаточно высокий уровень механических свойств композита Ni_3Al–45 об. % WC реализован при помощи низкотемпературного ударного спекания на интерметаллиде невысокого качества (с повышенным содержанием примесей) и на порошковой смеси с неравномерным распределением компонентов. Поэтому потенциальные возможности метода ударного спекания в данном случае не реализованы в полной мере.

Список использованных источников:

1. Портной К. И., Бунтушкин В. П., Захаров Б. М., Шарыпов А. З. Высокотемпературные материалы и покрытия на основе интерметаллидов системы никель-алюминий. // Порошковая металлургия, 1980.– № 2.– С. 33-39.

2. Поварова К. Б., Бунтушкин В. П., Казанская Н. К., Дроздов А. А. Сравнительный анализ принципов создания жаропрочных никелевых суперсплавов и сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al (γ'-фаза). // Перспективные материалы, 2005. – № 2. – С. 10-19.

3. Sheng Li-yuan, Xi Ting-fei, Lai Chen, Guo Jian-ting, Zheng Yu-feng. Effect of extrusion process on microstructure and mechanical properties of Ni_3Al−B−Cr alloy during self-propagation high-temperature synthesis // Trans. Nonferrous Metals Society of China. – 2012. – Vol. 22. – P. 489−495.

4. Панов В. С., Шугаев В. А., Гольдберг М. А. О возможности применения Ni_3Al в качестве связки для твердых сплавов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 4. – С. 56–59.

5. Панов В. С., Гольдберг М. А. Характер взаимодействия карбида вольфрама с никелидом алюминия Ni_3Al. // Порошковая металлургия. – 2009. – № 7/8. – С. 100 – 104.

6. Long Jian-zhan, Zhang Zhong-jian, Xu Tao, Peng Wen, Wei Xiu-yu, Lu Bi-zhi, Li Ren-qiong. WC–Ni_3Al–B composites prepared through Ni+Al elemental powder route // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2012. – Vol. 22. – P. 847–852.

7. Kai Zhang, Zhongjian Zhang, Xingxu Lu, Kai Li, Yong Du et al. Microstructure and composition of the grain/binder interface in WC–Ni_3Al composites // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2014. – Vol. 44. – P. 88–93.

8. Fras E., Janas A., Kolbus A., Olejnik E. Cast in situ composites of Ni_3Al/MeC type // Archives of Foundry Engineering. – 2009. – Vol. 9. – No. 2. – P. 81–86.

9. Зорин И. В., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Лысак В. И., Самохин А. В., Алексеев Н. В., Цветков Ю. В. Исследование структуры и свойств наплавленного алюминида никеля Ni_3Al, легированного нанодисперсными карбидами вольфрама. // Перспективные материалы. – 2012. – № 2. – С. 21–27.

10. :Ye Wujun, Feng Di, Luo Heli. The microstructure and its properties of Ni_3Al based composite. // Mat Res Innovat, 1999.–No. 2.–P. 321–324.

11. Анищенко А.С. Штамповый материал для изотермической штамповки поковок из титановых сплавов. // Вопросы материаловедения, 1995.– № 2.– С. 40-44.

12. Патент №2088685, Россия. C22C19/05, Жаропрочный сплав на никелевой основе, Ганеев А.А., Жернаков В.С., Готовцева Е.Р., Уфимский государственный авиационный технический университет, Заявка: 95103705/02, 14.03.1995, Опубликовано: 27.08.1997.

13. Laptiev A., Pakiela Z., Tolochyn O., Brynk T. Microstructure and mechanical properties of WC–40Co composite obtained by impact sintering in solid state // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 687. – P. 135–142.

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич

14. Кипарисов С. С., Нарва В. К. Жаростойкость металлокерамических материалов карбид титана - сталь. // Известия вузов. Цветная металлургия, 1970.– № 6.– С. 120-123.

15. Кюбарсепп Я. П., Решетняк Х. Д. Показатели работоспособности карбидосталей. // Порошковая металлургия, 1990.– № 2.– С.48-53.

16. Tiegs T.N., Alexander K.B., Plucknett K.P., Menchhofer P.A., Becher P.F., Waters S.B. Ceramic composites with a ductile Ni3AI binder phase. // Materials Science and Engineering A209 (1996) 243-247.

17. Ahmadian M., Wexler D., Calka A., Chandra T. Liquid phase sintering of WC-FeAl and WC-Ni3Al composites with and without boron. // Materials Science Forum, 2003.– vols. 426-432.– P. 1951-1956.

18. Ahmadian M., Wexler D., Calka A., Chandra T. The Effect of Boron on the Hardness and Fracture Toughness of WC-FeAl-B and WC-Ni3Al-B Composites// Materials Science Forum, 2007.– vols. 539-543.– P. 962-967.

19. Ahmadian M., Chandra T., Wexler D., Calka A. The effect of boron on the grain size of the aluminides matrix in hot pressed WC composites. // Powder Metallurgy Progress, Vol.9 (2009), No 3. –P. 173-177.

20. Long Jian-zhan, Zhang Zhong-jian, Xu Tao, Peng Wen, Wei Xiu-yu, Lu Bi-zhi, Li Ren-qiong. WC-Ni3Al-B composites prepared through Ni+Al elemental powder route. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2012.–vol. 22.–P. 847-852.

21. Jianzhan Long □ , Zhongjian Zhang, Tao Xu, Bizhi Lu. Microstructure, mechanical properties and fracture behavior of WC-40 vol.% Ni3Al composites with various carbon contents. // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2013.– vol. 40.– P. 2–7.

22. Kai Zhang, Zhongjian Zhang, Xingxu Lu, Kai Li, Yong Du, Jianzhan Long, Tao Xu, Hong Zhang, Li Chen, Yi Kong. Microstructure and composition of the grain/binder interface in WC–Ni3Al composites. // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materialsб 2014.–vol. 44.–P. 88–93.

23. Subramanian R. Schneibel J. H. Intermetallic bonded WC-based cermets by pressureless melt infiltration. // Intermetallics, 1997.–vol. 5.– P. 401-408.

24. Liang Liang, Jiandong Yuan, Xiaoqiang Li, Fan Yang, Lelun Jiang. Wear behavior of the micro-grooved texture on WC-Ni3Al cermet prepared by laser surface texturing. // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materialsб 2018.–vol. 72.–P. 211–222.

25. Лаптев А. В., Толочин А. И., Ковальченко М. С., Евич Я. И., Окунь И. Ю. Структура и свойства интерметаллида Ni3Al, спеченного в вакууме под действием удара // Порошковая металлургия.– 2015.-№9/10.–С. 60-79.

26. Скороход В. В. Теория физических свойств пористых и композиционных материалов и принципы управления их микроструктурой в технологических процессах // Порошковая металлургия. – 1995. – №1/2. – С. 53–71.

27. Самсонов Г. В., Витрянюк В. К., Чаплыгин Ф. И. Карбиды вольфрама. Киев: Наукова думка, 1974.– 176 с.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© А.В. Лаптев, А.И. Толочин, М.В. Карпец, А.Н. Мысливченко, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич

УДК 69.001.7;624.2

В.Г. Лебедев[1], А.В. Беспалова[2], А.И. Кныш[2], О.П. Дашковская[2]
Одесский национальный политехнический университет
Одесская государственная академия строительства и архитектуры

ПЛАНИРОВАНИЕ ПРОИЗВОДСТВЕННОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ ПРЕДПРИЯТИЯ НА ОСНОВЕ ЧАСТНЫХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО РИСКА

На основе имитационной системы «IRRAS» проанализировано влияние факторов производственной деятельности для рабочего места газосварщика, сформированы сравнительные базы данных, включая частные производственные условия. Предложены модели снижения локального производственного риска и обобщающей схемы управления на примере одного рабочего участка.

Ключевые слова: *производственный риск, дерево событий, дерево отказов, технический надзор производственной деятельности, планирование системы производств, частный анализ системы, влияние производственных факторов.*

В.Г. Лебедєв, А.В. Беспалова, О.І. Книш, О.П. Дашковська

ПЛАНУВАННЯ ВИРОБНИЧОЇ ДІЯЛЬНОСТІ ПІДПРИЄМСТВА НА ПІДСТАВІ ЧАСТКОВИХ ПОКАЗНИКІВ ВИРОБНИЧОГО РИЗИКУ

На основі імітаційної системи «IRRAS» проаналізовано вплив факторів виробничої діяльності для робочого місця газозварника, сформовані порівняльні бази даних, включаючи приватні виробничі умови. Запропоновано моделі зниження локального виробничого ризику і узагальнюючої схеми управління на прикладі одного робочого ділянки

Ключові слова: *виробничий ризик, дерево подій, дерево відмов, технічний нагляд виробничої діяльності, планування системи виробництв, частковий аналіз системи, вплив виробничих факторів.*

V. Lebedev, A. Bespalova, A. Knuish, O. Dashkovskaya

THE PLANNING OF ENTERPISE PRODUCTION ACTIVITY ON THE BASIS OF DISCRETE INDICATORS PRODUCTION RISK

The dynamics of accidents in the construction is closely linked to the difficult economic situation in Ukraine, which is forcing people to knowingly or unconscious misrepresentation agree to work with unduly hazardous and harmful conditions of labor. Solution to the problems of industrial safety is complicated by the and the specifics of the construction of production. The special nature of the product of labor of builders, the considerable diversity in its types, adjustable nature of labor require from the leadership of the construction company, such a high degree of the objects in the conditions of the imperfections of market mechanisms they may not, and often do not want to provide. Such features of the construction of production as the overhanging work, work on the open air, work with pneumatic tools, tool hammer action, welding work, require a detailed joint analysis with the amendment to the real program formulation and operational reporting on the basis of the modern software.

Keywords: *the risk of production the event tree, tree failures, technical supervision of productive activities, planning system of production, the discrete system analysis, the impact of the factors of production.*

Постановка проблемы. Организация строительного производства базируется на системе технологических операций основного характера, но невозможна без сочетания дополнительных функций из обеспечивающего ряда. К числу обеспечительных функций строительного производства относятся транспортные, энергетические, складские, и организационно-технические. Организационно-технический ряд представлен проблемами охраны труда и промышленной безопасности. В силу своего «второстепенного» характера промбезопасность анализировалась исключительно на стратегических объектах. Однако доля влияния на ход производственного процесса «обычных» объектов более чем значима и предполагает создание специальных учетных баз, объединенных в объектовый расчетный модуль. Система управления охраной труда (СУОТ) оправдывает себя на стадии проектирования и плохо применима в оперативных условиях. Система рисков (АЛЛАРА) работает в производственных условиях, но конечный результат можно получить после того как «событие имело место быть». Возникает острая проблема в создании комплексной прогнозной системы на базе существующего опыта работы и коррекция существующих проектов.

Подготовка нового поколения менеджеров, построение методологии перспективного развития предприятий с прогнозируемыми промышленными рисками на рабочих местах, обеспечивающих отраслевое развитие промышленных предприятий, основанной на планировании безопасности труда.

Анализ последних достижений и публикаций. Несчастный случай на производстве – это воздействие на работающего, опасного производственного фактора при выполнении им трудовых.

© В.Г. Лебедев, А.В. Беспалова, А.И. Кныш, О.П. Дашковская

Наибольшее количество несчастных случаев в строительстве связаны с организационными причинами и составляют 65 %, 26 % – технические и только 9 % вызванные психологическими [1].

Вероятность погибнуть, получить травму или приобрести профессиональное заболевание существует в небольших вновь созданных организациях малого предпринимательства и в тех строительных организациях, где пренебрегают правилами безопасности и не выполняются требования охраны труда. Даже при общей тенденции к снижению объемов строительных работ независимо от форм собственности строительных организаций уровень производственного травматизма остается высоким [2].

Основные травмирующие факторы в строительстве:

– падение с высоты;

– обвал грунта и строительных конструкций.

– строительных конструкций

Основные причины смертельных травм в строительстве это:

– нарушение трудовой дисциплины;

– невыполнение инструкций по охране труда;

– невыполнение требований должностных инструкций.

Несчастный случай на любом производстве – это трагедия для всего коллектива, семьи погибшего, а на строительстве жилого дома – это вдвойне трагично. Ведь жильцы этого дома, не смогут забыть, к какой трагедии привело строительство их жилья.

После каждого несчастного случая со смертельным исходом останавливается работа строительного объекта, и только после расследования его и полного устранения нарушений с разрешения Госнадзора охраны труда работа обновляется. Время потеряно, нарушен график сдачи объекта, претензии и негодование заказчика, дополнительные расходы. Гибель человека – нервное потрясение для всего коллектива. Для того чтобы вырастить, научить и подготовить одного человека к самостоятельному труду государство тратит в среднем от 100 до 300 тыс. грн [3]. Вот этой суммы общество и недосчитывается в случае, если человек теряет трудоспособность в период наибольшей рабочей активности. В науке о промышленной безопасности указанную сумму именуют промышленным риском. Наибольшие затраты на мероприятия по улучшению условий труда ощутимы для организации, но значительно меньше перечисленных выше затрат.

Случаи травматизма по организационным принципам происходят в результате неправильных действий (или бездействия) инженерно-технических работников и рабочих, выражающихся в невыполнении ими своих должностных обязанностей, нарушении установленной технологии и организации труда, требований правил эксплуатации оборудования и правил безопасности труда и обусловленных незнанием, недостаточной квалификацией или недисциплинированностью. Устранение этих факторов является задачей профилактики производственного травматизма. Качество профилактики подготовительных работ следует планировать основываясь на базовых критериях промышленной безопасности [3]. Для выполнения работы мало знать инструкцию.

Постановка задачи. На основе имитационной системы «IRRAS» проанализировать влияние факторов производственной деятельности для рабочего места газосварщика, сформировать сравнительные базы данных, включая частные производственные условия. Предложить модели снижения локального производственного риска и обобщающей схема управления на примере одного рабочего участка.

Результаты исследований. Участки выполнения сварочных работ открытым пламенем ограждают путем устройства щитов, ширм из несгораемого материала (листовой стали, асбестового полотна) на высоту до 2,5 м от уровня пола. При использовании кабин свободная площадь на один сварочный пост составляет не менее 3 м^2. Стены цеха, переносные защитные ограждения окрашивают в светлые тона (серый, желтый, голубой) цинковыми, титановыми белилами, желтым кроном, что позволяет уменьшить отражение ультрафиолетового излучения сварочной дуги. Ширину проходов между стационарными многопостовыми источниками питания принимают не менее 1,5 м, расстояние между сварочными постами – 2 м, а между машинами стыковой сварки – 3 м. Уровни освещенности рабочих мест для сварочных работ установлены с четом наличия в поле зрения самосветящихся элементов и составляют для - газоразрядных ламп не менее 150 лк. Спецодежду сварщиков для защиты от искр и брызг расплавленного металла изготовляют из материалов, обладающих повышенными огнезащитными свойствами или имеющих огнестойкую пропитку (ОП). Конструкция спецодежды должна быть без складок, поясов, открытых накладных карманов и других деталей, задерживающих искры. Рукавицы

применяют однопалые с короткими или длинными крагами на подкладке из токонепроводящего материала. Для защиты ног от травм и ожогов применяют специальные ботинки с носками, защищенными металлическими пластинками и боковой застежкой. Для защиты органов слуха от шума сварочного оборудования с уровнем до 100...120 дБ применяют противошумные вкладыши «Беруши». Приведенные базовые критерии не способны по факту составить описание производственной обстановки. Необходима модель чрезвычайных ситуации на основе тщательного анализа тех событий, которые уже случились, для того чтобы ими умело управлять и в будущем их предотвращать.

Для оценки безопасности, анализа и выявления причин аварий в строительстве можно использовать эффективный и наглядный метод дерева отказов [4], который позволяет одновременно с установлением причин проявления неблагоприятных событий обосновать применение и определить экономическую эффективность профилактических мероприятий для их предупреждения.

Сущность метода сводится к разложению (анализу) или построению (синтезу) головного неблагоприятного события на ряд первичных, вторичных и т.п. событий в виде дерева отказов, построенного с учетом причинно-следственных связей, входящих в него событий. Каждое из этих событий выражается логическими операциями «И» (последовательная цепочка событий) и «ИЛИ» (возможность наступления любого из независимых событий).

Для количественной оценки головного события каждой ветки (связи) дерева отказов присваивается вычисленная заранее вероятность (вес события) его появления.

Анализ начинается, например, для дерева отказа головного события «Термическая травма газосварочным аппаратом» (рис.1). Устанавливаются первичные события, которыми являются занятые или незанятые в выполнении операции люди. Как правило, с рабочими, не занятыми операциями, несчастные случаи очень редки. Такое редкое событие имеет собственный маркировочный индекс и в дальнейшем анализе не участвует. Наибольшая часть событий происходит с действующими рабочими(обозначается прямоугольником). Для появления этого события необходимо одно из двух событий (кружки), стоящих под оператором «ИЛИ».

Для количественной оценки головного события каждой ветке (связи) дерева отказов присваивается вычисленная заранее вероятность (вес события) его появления.

Анализ для дерева отказа головного события – травма (ожог) при эксплуатации газосварочного инструмента в неисправном состоянии. Устанавливаем первичные события.

Техническое состояние

К1– не проведено ТО газосварочного инструмента----------0,01

С1 – протечка машинного масла при контакте с кислородом ----------0,01

С2 – падение баллона при транспортировке или установки ----------0,1

С3 – некондиционная пропановая смесь ----------0,1

С4 – перегрев газовой горелки мундштука при контакте с подставкой или деревянным настилом ----------0,01

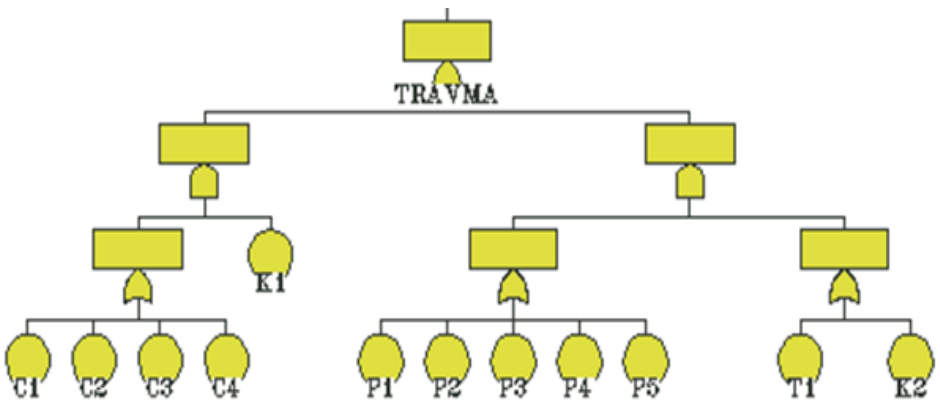


Рис.1 – Дерево отказов для рабочего «Газосварщик»

Нарушение техники безопасности

Организация работ

Р1– отсутствие огнетушителя----------0,1

© В.Г. Лебедев, А.В. Беспалова, А.И. Кныш, О.П. Дашковская

Р2 – использование при огневых работах одежды со следами масла, жиров, бензина, керосина и других горючих жидкостей----------0,0001

Р3 – хранение в сварочных кабинах горючих жидкостей и материалов--------0,001

Р4 – нарушение герметичности соединения рукавов и аппаратуры ----------0,0001

Р5– проведение газосварочных работ неочищенных конструкций----------0,001

Человеческий фактор

Т1– низкая квалификация обслуживающего персонала----------0,01

К2 – плохое состояние здоровья рабочего----------0,001

Нежелательное событие – пожар, взрыв

Начальное событие – эксплуатация газосварочного инструмента в неисправном состоянии.

Проведение расчетов

Partition Cut Set Report

Analysis: RANDOM Case: ALTERNATE

Fault Tree Name ->TRAVMA

Mincut Upper Bound 9.295E-003 This Partition 9.295E-003

No.	Cut Total	% Set	% Cut Frequency	Cut Sets
1	32.2	32.2	3.000E-003	C3, K1
2	64.5	32.2	3.000E-003	C4, K1
3	96.8	32.2	3.000E-003	C2, K1
4	100.0	3.2	3.000E-004	C1, K1
5	100.0	0.1	1.000E-005	P5, T1
6	100.0	0.1	1.000E-005	P3, T1
7	100.0	0.0	1.000E-006	K2, P5
8	100.0	0.0	1.000E-006	K2, P3
9	100.0	0.0	1.000E-006	P4, T1
10	100.0	0.0	1.000E-006	P2, T1
11	100.0	0.0	1.000E-006	P1, T1
12	100.0	0.0	1.000E-007	K2, P1
13	100.0	0.0	1.000E-007	K2, P2
14	100.0	0.0	1.000E-007	K2, P4

IMPORTANCE MEASURES REPORT (Alternate Cut Sets)

Analysis : RANDOM

System : TRAVMA Case : ALTERNATE

(Sorted by Fussell-Vesely Importance)

Event Name	Num. of Occ.	Probability of Failure	Fussell-Vesely Importance	Risk Increase Ratio	Risk Reduction Ratio
K1	4	3.000E-002	9.973E-001	3.674E+002	2.994E+001
C4	1	1.000E-001	3.207E-001	1.472E+000	3.886E+000
C3	1	1.000E-001	3.207E-001	1.472E+000	3.886E+000
C2	1	1.000E-001	3.207E-001	1.472E+000	3.886E+000
C1	1	1.000E-002	3.198E-002	1.033E+000	4.166E+000
T1	5	1.000E-002	2.451E-003	1.002E+000	1.243E+000
P5	2	1.000E-003	1.172E-003	1.001E+000	2.170E+000
P3	2	1.000E-003	1.172E-003	1.001E+000	2.170E+000
K2	5	1.000E-003	2.451E-004	1.000E+000	1.245E+000
P1	2	1.000E-004	1.172E-004	1.000E+000	2.171E+000
P2	2	1.000E-004	1.172E-004	1.000E+000	2.171E+000
P4	2	1.000E-004	1.172E-004	1.000E+000	2.171E+000

© В.Г. Лебедев, А.В. Беспалова, А.И. Кныш, О.П. Дашковская

В результате проведенных расчетов видно, что наибольшее вероятное событие - получение травмы будет при неиспользовании защитных очков (С3) и недостаточного контроля со стороны мастера (К1). Недостаточный контроль со стороны мастера является базовым событием программы риска. Неумение работать с инструментом, с неисправным инструментом, нарушение правил ТБ может привести к получению травмы. Таким образом, кроме физического вреда травматизм наносит еще и психологический вред (вызывает нервозность, неуверенность в работе, снижение производительности труда).

Автоматизированная информационно-аналитическая система обеспечения [5] безопасных условий труда позволяет обоснованно оценить состояние промышленной безопасности на объекте, накапливать всю необходимую информацию, прогнозировать, анализировать варианты и принимать управленческие решения уже на этапе проектирования графика работ. Базы данных «Библиотеки безопасности» снабжены специальными комплексами, которые задействуются в расчетных схемах, что повышает уровень безопасности рабочего места, снижает дополнительные затраты на реорганизацию площадок, повышает эффективность всего рабочего процесса. «Библиотеки безопасности IRRAS» снабжены модулями синхронизации, и при установлении двустороннего режима переходят в автомодельный режим.

Роль человеческого фактора в системе оценивается набором инструментов: THERP – определение значимости ошибок человека в технике (Technique for Human Error Rate Prediction), HCR - надежность человека как функция его способностей (Human Cognitive Reliability), MAPPS – метод моделирования действий (ошибок) при техобслуживания (Maintenance Personnel Performance Simulation). HCR, THERP – опциональные программные модули IRRAS, позволяющие оценить возможность работы без ошибок, т.е. определяет сложность задачи: легкие, средние и сложные.

MAPPS – самостоятельный регистрируемый модуль, не задействованный в рассмотренной модели. Наряду с IRRAS MAPPS способен к частичной генерации событий, инициализирующих известные типы таксономий по Свейну и Гутману, по Расмуссену и Рыжену. Следует первичная числовая и вторичная – логическая коррекция производственных событий. IRRAS предлогает схемы наблюдения за процессами сбора информации, что огранивается вычислительными ресурсами исследования при использовании статических моделей, например листинг 2 «IMPORTANCE MEASURES REPORT».

При формировании цикличных проектов данное обстоятельство способствует снижению накладных расходов проекта уже на стадии составления технического задания. Предполагается реализация и обоснования технических решений с помощью всестороннего исследования отклонений технологических процессов от регламентных. Такой анализ позволит определять риски не только любой технической системы, но и ранжировать их по уровням опасности на основе экспертных оценок.

Для многих задач такой подход является достаточным и не требует применения других методов анализа на основе характеристик значимости последствий и качественных оценок частоты отказов. Последовательно составляют матрицу "вероятность отказа – весомость последствий" для ранжирования рисков. Формируем шкалу категорий значимости последствий отказов. Качественные оценки частоты отказов реализуются на основании методов HAZOP-анализа. На основе таких оценок можно строить матрицы риска без числовых расчетов, то есть решение задачи оценок риска значительно упрощается. Рассмотрим стратегии развития методов HAZOP-анализа с выкладкой алгоритмов поиска кратчайшего пути на основании динамических моделей unity3d и комбинированных волновых моделей.

Демонстрация будет проводиться на примере прототипа стратегической модели, реализуемых в ссовременных action games - играх. Для полной аналогии синтетического эксперимента задействуем описания фигурантов процесса, относящиеся к геймерскому лексикону. В нашей стратегии «рабочий - игрок», а «опасность - противник». Есть сторона «игрока» и сторона «противника», задача рабочего идентифицировать ближайшую опасность, дойти до нее обходя смежные опасности и препятствия и завершить работу. Для отладки будет удобно поделить рабочее поле на клетки и отобразить их. Для удобства на этом шаге можно сделать координаты первой клетки равные (0,0), соседней справа (0,1) и тд.

© В.Г. Лебедев, А.В. Беспалова, А.И. Кныш, О.П. Дашковская

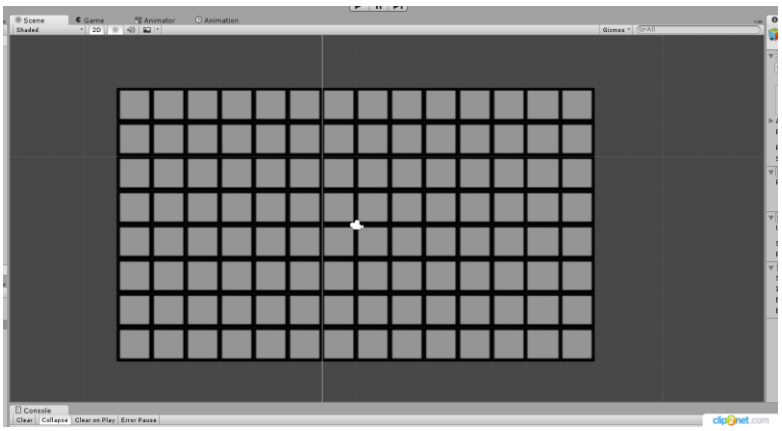


Рис. 2 – **Базовое отладочное поле рабочего пространства**

Теперь создадим класс «Рабочее поле» и прикрепим его к объекту с помощью инспектора. Изложенный код не должен вызвать затруднений.

В классе «Рабочее поле» мы создаем карту локации (матрицу), описывающую нашу локацию. Далее вызываем методы, которые размещают юнитов рабочих и смежные опасности на рабочем поле. В этих же методах записываем в ячейку матрицы, на которой разместили юнита, что она уже занята и делаем ее непроходимой, изменив значение с 0 на 1. Поэтому важно сделать координаты клеток в рабочем поле целыми числами и начинать отсчет с (0,0). Тогда при создании объекта, его координаты будут совпадать с координатами ячейки в матрице.

Теперь создадим класс «Газосварщик» и повесим его на профиль смежная опасность.

```
using UnityEngine;
using System.Collections;
using System;
public class Swordsman2 : Warrior {
– private Vector3 currentPosition;
– private Vector3 lastPosition;
– rivate bool ready = true;
– private bool readyAttack = true;
– private bool endBattle = false;
– private GameObject closestEnemy; //ближайшая опасность
    GameObject[] gos; // массив смежных опасностей
    private float waitMove; // будем перемещать юнитов с задержкой
    void Start () {
        currentPosition = transform.localPosition; // сохраняем текущую позицию
        lastPosition = currentPosition; // сохраняем последнюю позицию юнита.
        // определяем с какой задержкой будет двигаться юнит
        waitMove = UnityEngine.Random.Range (0.4f, 0.65f);
        void Update () {
        // если все юниты размещены на рабочем поле
        if (Battlefield.ready) {
            if(ready){
                //ищем все опасности, заранее пометив их тегом Enemy
                gos = GameObject.FindGameObjectsWithTag("Enemy");
                if(gos.Length == 0){
                    endBattle = true; // если опасности отсутствуют, то работа окончена
                    print ("End Battle");
```

В методе Update() проверяем, если опасности не локализованы, то ищем ближайшую. Далее вызываем метод findPath(), который ищет путь. За ним вызываем метод move(), который перемещает объект на одну клетку в сторону идентификатора опасности, если объект еще не дошел до цели. Если объект уже дошел до цели, тогда вызываем метод attack().

Модификация волнового алгоритма для динамический объектов предполагает реализацию метода findPath(), когда приходиться вызывать каждому юниту в методе Update(). Потому что инициаторы угроз так же перемещаются, как и юниты рабочих. И через один игровой такт

источник опасности может поменять позицию, и старый путь будет не актуален.

Получается следующая ситуация: мы нашли путь к источнику, опасности, переместившись в клетку с минимальным весом. Инициатор угрозы поменял свое местоположение, мы снова просчитали путь до него, снова переместились в клетку с минимальным весом.

В данном случае мы используем только клетки, соседние к нашему юниту, а весь остальной путь нам не нужен. Тогда нам не нужно высчитывать весь путь до источника угроз. А нужно лишь узнать на какую соседнюю клетку переместить юнита, чтобы он был ближе всего к локализации опасности. Объект, к которому нам нужно дойти, назовем F. А объект, который ищет путь к F, назовем S. В unity3d очень просто посчитать расстояние от S до F. В табл. 1 указаны весомости сценариев развития событий по результатам расчетов полных частных путей юнитов F и путей сопряжения до наступления потенциальной опасности на рабочем месте «Газосварщик».

Таблица 1

Весомости промышленных событий на рабочем месте «Газосварщик»

События, юниты	Комбинаторные методы анализа			
	IRRAS	HAZOP	unity3d	Волновая последовательность
K1	367,4	387,5	374,6	377,6
C4	1,472	1,568	1,569	1,569
C3	1,472	1,568	1,632	1,632
C2	1,472	1,647	1,631	1,631
C1	1,033	1,647	1,485	1,485
T1	1,002	1,275	1,085	1,275
P5	1,001	1,183	1,083	1,183
P3	1,001	1,185	1,185	1,185
K2	1,000	1,143	1,143	1,185
P1	1,000	1,133	1,243	1,143
P2	1,000	1,224	1,128	1,143
P4	1,000	1,000	0,945	0,943

Выводы. Принимаемые решения по обеспечению безопасности рабочей среды должны соответствовать индексам угроз, полученных по четырем указанным методам. Частичные разрывы индексов указывают на множество частных методов расчета, но не умаляют методологию подсчета промышленного риска в моделях. Полученные разрывы обеспечивают приемлемый резерв безопасности при планировании работ на рабочем месте, участке, объекте производства. Проблема оценки промышленных рисков многокритериальна. Показаны пути ее решения. Однако из всех направлений, нужно отметить, что ни одно не имеет бесконечной области приложений и только та или иная часть проблемы может быть частично решена каждым из подходов. Перспективным видится подход разбиения проблемы на части (системный анализ), и если не получается решить проблему в целом, то путем внесения некоторых допущений все же получить решение.

Список использованных источников

1. Хохотва О. І. Про стан промислової небезпеки та охорони праці // Охорона праці. – 2010. - №12. – С.7-8.

2. ДБН А.3.1-5:2016 "Організація будівельного виробництва"// Міністерство регіонального розвитку, будівництва та житлово-комунального господарства України, Наказ № **05.05.2016 № 115**

3. Вероятностный анализ безопасности атомных станций (ВАБ) / В.В. Бегун, О.В. Горбунов, И.Н. Каденко и др. – К.: НТУУ «КПИ», 2000. – 568 с.

4. Integrated Reliability and Risk Analysis System (IRRAS). Basic Training Course. NRC. – Washington, 1995. – 720 p.

5. Serebrovsky A.N. Models and algorithms of probabilistic safety assessment of potentially hazardous obgects // Вестник нац. техн. университета "ХПИ". – 2007. – № 6. – С. 127 – 134.

Рецензенты:

Егупов К.В., д.т.н., проф. директор научно-исследовательского института фундаментальных и прикладных исследований Одесского национального морского университета, вице президент Ассоциации

Клименко Е.В., д.т.н., проф. зав.кафедрой железобетонных, каменных конструкций и транспортных сооружений Одесской государственной академии строительства и архитектуры.

Стаття надійшла до редакції 27.03.2019

© В.Г. Лебедев, А.В. Беспалова, А.И. Кныш, О.П. Дашковская

УДК 629.3.065

С.П. Мазін, Г.М. Маренко, І.Л. Страшний, М.О. Глущенко
Національна академія Національної гвардії України

ОБҐРУНТУВАННЯ КОНСТРУКТИВНОЇ СХЕМИ ПІДЙОМНО-ТРАНСПОРТНОЇ МАШИНИ ДЛЯ РЕМОНТУ АВТОБРОНЕТАНКОВОЇ ТЕХНІКИ

Пропонується нова конструкція підйомно-транспортної машини, основною відзнакою якої є наявність гідравлічного маніпулятора з лебідкою, а також колісного рушія підвищеної маневреності з керуванням по гусеничному і можливістю здійснювати поворот навколо своєї вертикальної осі.

Ключові слова: *підйомно-транспортна машина, гідравлічний маніпулятор, автобронетанкова техніка.*

С.П. Мазин, Г.Н. Маренко, И.Л. Страшный, Н.А. Глущенко
Национальная академия Национальной гвардии Украины

ОБОСНОВАНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ СХЕМЫ ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНОЙ МАШИНЫ ДЛЯ РЕМОНТА АВТОБРОНЕТАНКОВОЙ ТЕХНИКИ

Предлагается новая конструкция подъемно-транспортной машины, основным отличием которой является наличие гидравлического манипулятора с лебедкой, а также колесного движителя повышенной маневренности с управлением по гусеничному и возможностью осуществлять поворот вокруг своей вертикальной оси.

Ключевые слова: *подъемно-транспортная машина, гидравлический манипулятор, автобронетанковая техника.*

S.P. Mazin, G.M. Marenko, I.L. Strashnyi, M.O. Glushchenko
National Academy of the National Guard of Ukraine

RATIONALE OF CONSTRUCTION SCHEME OF LIFTING-TRANSPORT MACHINE FOR REPAIR ARMORED VEHICLES

The constructive scheme of the new lifting-transport machine is proposed . The main difference of the machine is the presence of a hydraulic manipulator with a winch, as well as a wheel propulsion of increased maneuverability with the ability to rotate around the vertical axis of the machine.

Key words*: lifting-car, hydraulic manipulator, auto-armored vehicles.*

Постановка проблеми. Під час технічного обслуговування та ремонту автобронетанкової техніки доводиться виконувати значну кількість вантажопідйомних робіт, як правило, силами штатних екіпажів з залученням фахівців ремонтних підрозділів.

Ремонтні роботи найчастіше виконуються на оглядових канавах та естакадах. В той же час слід зазначити, що піднімання і опускання автомобілів для ремонту можливо здійснювати з використання спеціальних підйомників, а для монтажу-демонтажу деяких вузлів і агрегатів, що мають відносно велику вагу (двигун, кабіна, агрегати трансмісії, ведучі мости, тощо) можуть використовуватись кран-балки та крани-укосини.

Однак вказане технологічне обладнання на сьогодні у військових частинах все ще мається у обмеженій кількості. Крім того, використання такого обладнання потребує наявності спеціальних стаціонарних приміщень, що накладає певні обмеження на виконання робіт з відновлення автобронетанкової техніки а польових умовах.

Аналіз свідчить, що під час виконання робіт з монтажу-демонтажу великовантажних вузлів і агрегатів автобронетанкової техніки в польових умовах та у стаціонарних парках військових частин в основному використовують кран-стрілу, встановлювану на колісну машину технічного обслуговування на шасі вантажного автомобіля (рис. 1).

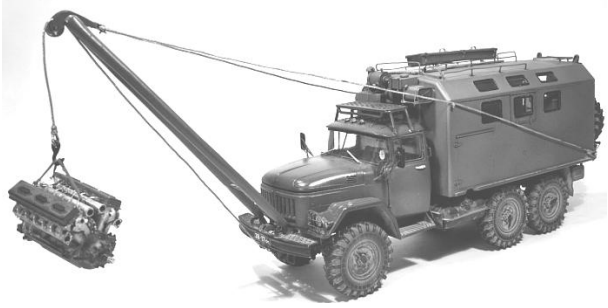


Рис. 1. **Машина технічного обслуговування МТО-АТ з кран-стрілою**

© С.П. Мазін, Г.М. Маренко, І.Л. Страшний, М.О. Глущенко

Кран-стріла призначена для демонтажу, переміщення та монтажу агрегатів та вузлів під час ремонту машин, а також для піднімання інших вантажів [1]. Основним недоліком кран-стріли є те, що переміщення її з вантажем на крюку допускається на відстань не більш 5 метрів по спеціально підготовленій площадці й за умови фіксації вантажу розчалками. Крім того, компонування машини кран-стрілою, яка має нерегульовану довжину й не забезпечує поворот стріли в горизонтальній та вертикальній площинах призводить до ускладнення вантажопідйомних робіт. Також частими є випадки, коли оператор кран-стріли (водій машини технічного обслуговування) не має можливості спостерігати за процесом підйому й опускання агрегату безпосередньо на місце його установки, наведення на яке повинно бути виконане з високою точністю.

Вищезазначене свідчить про наявність проблеми, пов’язаної з відсутністю сучасного самохідного засобу, спеціально призначеного для виконання монтажу-демонтажу вузлів та агрегатів великої маси під час ремонту автобронетанкової техніки.

Огляд останніх досліджень і публікацій. Найбільш розповсюдженим засобом ремонту та монтажу-демонтажу вузлів та агрегатів великої маси під час ремонту автобронетанкової техніки в польових умовах, а також на навчаннях у відриві від місць постійної дислокації є майстерня технічного обслуговування типу МТО-АТ, виконана на шасі вантажного автомобіля [1].

Більш сучасними засобом для виконання підйомно-транспортних робіт, пов’язаних з ремонтом автобронетанкової техніки, є автомобіль ремонтно-евакуаційний КрАЗ-6322-056 [2] на базовому шасі КрАЗ-63221-019 вітчизняного виробництва (рис. 2). Автомобіль має вантажопідйомність 6900 кг, повну масу 23000 кг, вантажний момент маніпулятора 12,1 тм, виліт стріли 8,6 м. На автомобілі встановлені дизельний генератор та повітряний компресор.



Рис. 2. **Автомобіль ремонтно-евакуаційний КрАЗ-6322-056**

Результати проведеного аналізу свідчать, що вказані технічні засоби мають певні недоліки, пов'язані з їх практичним використанням для ремонту автобронетанкової техніки. Основні недоліки МТО-АТ наведені вище. Основними недоліками ремонтно-евакуаційного автомобіля можна вважати його значні габарити й масу, що обмежують його маневреність, високу потужність двигуна й, відповідно, відносно високі показники витрати палива на одиницю виконаної роботи. Використовувати його тільки на ремонтних роботах і тільки на території військової частини також є недоцільним, оскільки необхідно враховувати, що одним з показників його призначення є транспортування вантажів на відносно велику відстань.

В статі [3] приведено огляд сучасних трансмісій багатовісних машин. В ній особливу увагу приділено машині з гідростатично-механічною трансмісією. Також відзначено, що гідростатична трансмісія має переваги стосовно плавності руху і безступеневого режиму керування рухом, що має важливе значення виходячи з призначення транспортного засобу.

У праці [4] відзначено, що гідростатична передача є регульованою і легко може бути перетворена в автоматичну. У разі використання такої передачі значно спрощується керування машиною. У праці також визначено, що у разі використання гідростатичної передачі маса машини може зменшитись на 15…20% у порівнянні з механічною трансмісією, а також суттєво скорочується кількість механізмів і деталей, що швидко зношуються. Про доцільність використання гідростатичної передачі також свідчить статті [6, 7].

Мета статті – обґрунтування конструктивної схеми і визначення основних параметрів підйомно-транспортної машини для ремонту автобронетанкової техніки на території військової частини і в польових умовах. Слід зазначити, що машина, яка пропонується, не призначена для заміни МТО-АТ і ремонтно-евакуаційного автомобіля, а повинна доповнити їх можливості.

© С.П. Мазін, Г.М. Маренко, І.Л. Страшний, М.О. Глущенко

Виклад основного матеріалу. Для обґрунтування конструктивної схеми та параметрів машини, що пропонується, розглянемо операції які потребують монтажу-демонтажу агрегатів відносно великої маси. До таких операцій під час ремонту автобронетанкової техніки відносяться монтаж-демонтаж: двигунів бронетранспортерів (БТР) (маса від 275 до 850 кг); коробок передач БТР (маса від 60 до 743 кг); роздавальних коробок БТР (маса від 55 до 350 кг); ведучих мостів БТР (маса близько 110 кг); лебідки БТР та вантажних автомобілів КрАЗ, МАЗ (маса близько 120 кг); двигунів та коробок передач автомобілів КрАЗ, МАЗ (маса від 360 до 880 кг) ведучі мости КрАЗ, МАЗ (маса близько 880 кг).

Слід зазначити, що часто з використанням мускульної сили, вручну транспортуються (переміщуються, навантажуються на різноманітні візки) агрегати та механізми автомобілів ГАЗ, ЗИЛ (маса до 480 кг); автомобільні колеса (маса до 220 кг) та деякі інші деталі й механізми, що може призводити до порушення правил техніки безпеки під час виконання робіт.

Враховуючи результати проведеного аналізу, параметри штатної автобронетанкової техніки підрозділів силових структур держави та особливості технології військового ремонту, пропонується до складу машини, що розробляється, включити такі агрегати: колісний рушій підвищеного рівня маневреності з гідростатичною трансмісією і поворотом по гусеничному; маніпулятор з канатною лебідкою; вантажну платформу; кабіну. Машина повинна мати, вантажопідйомність на крюку лебідки 1000 кг. Конструктивна схема машини, що пропонується, наведена на рис. 3. Машина має дві основні частини: колісний рушій та гідравлічний маніпулятор.

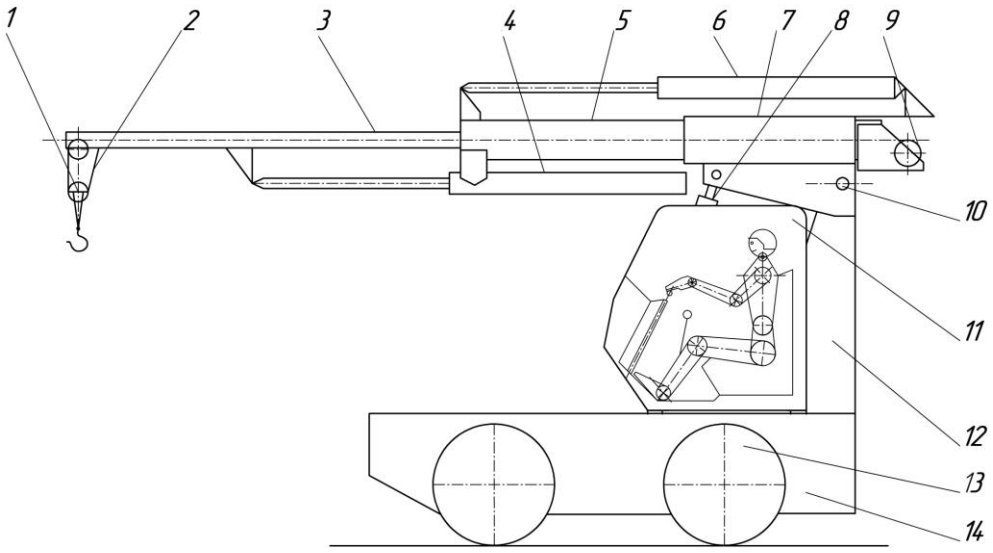


Рис. 3. **Конструктивна схема машини:**
***1* – поліспаст; *2* – канат; *3* –балка телескопічна; *4* – гідравлічний циліндр; *5* – телескопічна балка; *6* – циліндр гідравлічний; *7* – напрямна балка; *8* – силові гідравлічні циліндри; *9* – лебідка; *10* – вісь; *11* – кабіна; *12* – кронштейн; *13* – колеса; *14* – рама**

Колісний рушій складається з рами *14*, з боків якої розташовано по два колеса *13*, двигуна внутрішнього згорання й гідростатичної трансмісії. На передній частині рами виконана вантажна платформа, на задній частині встановлена кабіна *11* й виконана ніша для розміщення баластного вантажу.

Напрямна балка *7* маніпулятора віссю *10* приєднана до кронштейну *12* рами *14*. Поворот напрямної балки навколо осі *10* виконується двома силовими гідравлічними циліндрами *8*. У внутрішній частині напрямної балки *7* рухливо встановлена перша телескопічна балка *5*, на задньому кінці якої закріплена лебідка *9*. Поступальний рух телескопічної балки *5* виконується гідравлічним циліндром *6*. У внутрішній частині телескопічної балки *5* також рухливо встановлена друга телескопічна балка *3*. Поступальний рух телескопічної балки *3* виконується гідравлічним циліндром *4*. Канат *2* лебідки *9* проходить через поліспаст *1* й приєднаний до телескопічної балки *3* за допомогою коуша.

Технологічна схема монтажу-демонтажу й транспортування на прикладі силового агрегату бронетранспортера з використанням машини пропонованої конструкції наведена на рис. 4.

© С.П. Мазін, Г.М. Маренко, І.Л. Страшний, М.О. Глущенко

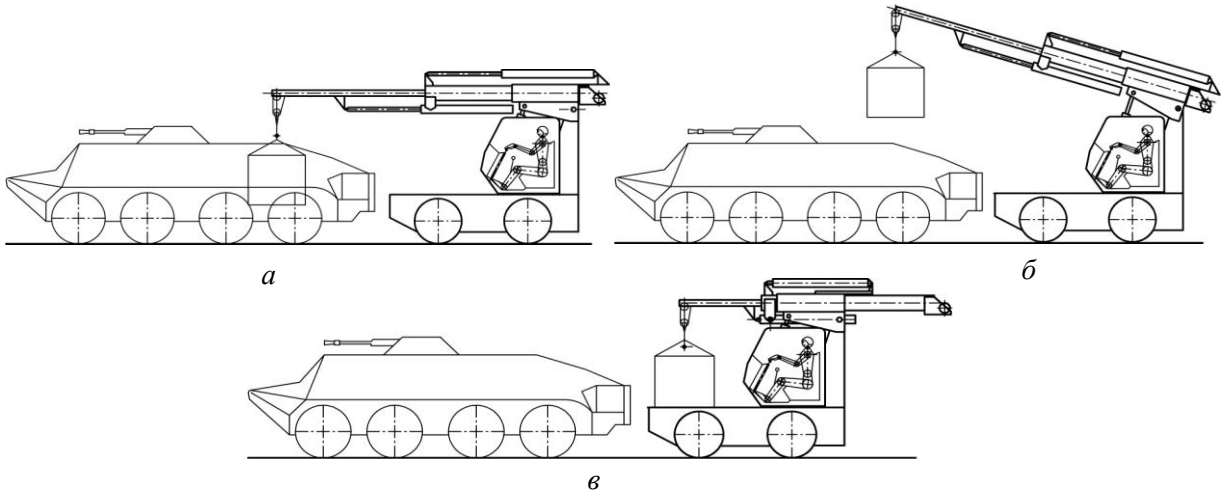


Рис. 4. **Технологічна схема монтажу-демонтажу й транспортування агрегату: *а* – закріплення вантажу; *б* – піднімання (опускання) силового агрегату з (до) моторного відсіку БТР; *в* – встановлення вантажу на платформі для транспортування**

Основними розрахунковими параметрами машини є конструктивні параметри маніпулятора та гідростатичної трансмісії. Розрахунки конструктивних параметрів гідроциліндрів маніпулятора виконуємо за схемою, наведеною на рис. 5.

Сила, яку повинен створювати гідроциліндр *4* (рис. 5) визначається за формулою

$$F_{ц4} = (G_{б3} + G_{в}) \cdot (sin\alpha + f\, cos\alpha),$$

де $G_{б3} = m_{б3} g$ – вага телескопічної балки *3*, Н; $G_{в}$ – вага вантажу, Н; f –коефіцієнт опору коченню металевих роликів; α – максимальний кут повороту маніпулятора ($\alpha = 17^{o}$); $m_{б3} = S_{б3} l_{3} m_{пит}$ – маса балки *3*, кг; $S_{б3}$ – площа перерізу балки *3*, см^2; l_{3} – довжина балки *3*, см; $m_{пит}$ – питома маса сталі (0,0078 кг/см^2); g – прискорення вільного падіння.

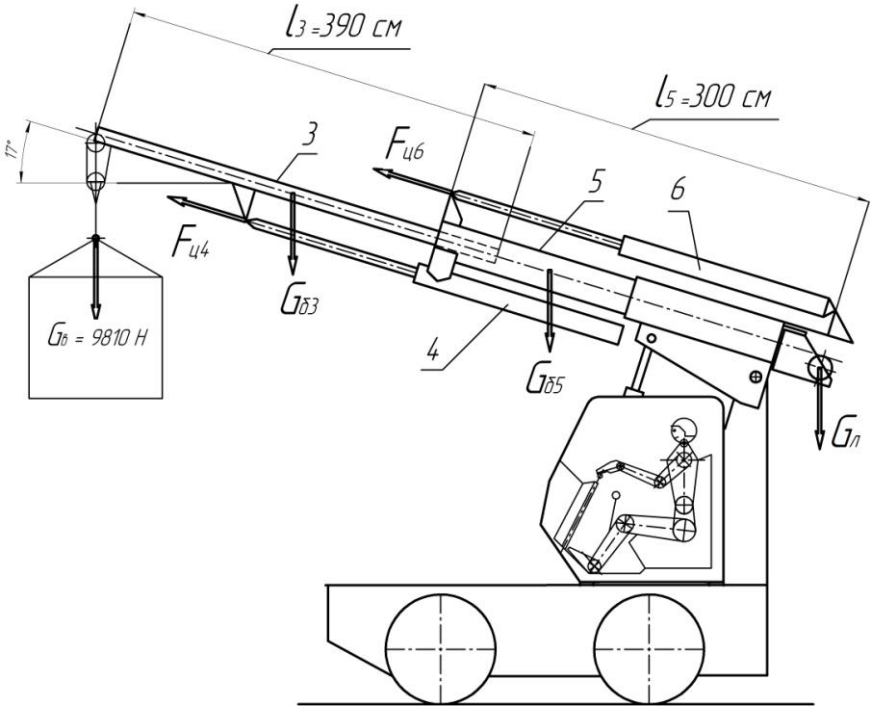


Рис. 5. **Розрахункова схема для визначення параметрів гідроциліндрів маніпулятора**

Виконавши відповідні розрахунки для сталевої балки прямокутного профілю 20×10 см з товщиною стінки 0,5 см, отримаємо

© С.П. Мазін, Г.М. Маренко, І.Л. Страшний, М.О. Глущенко

$$F_{ц4} = (895 + 9810) \cdot (0{,}292 + 0{,}07 \cdot 0{,}956) = 3842 \text{ Н}.$$

Сила, яку повинен створювати гідроциліндр 6 визначається за формулою

$$F_{ц6} = (G_{б3} + G_{б5} + G_{в} + G_{л}) \cdot (sin\alpha + f\, cos\alpha),$$

де $G_{б5} = m_{б5} g$ – вага телескопічної балки *5*; $m_{б5} = S_{б5} l_5 m_{пит}$ – маса балки *5*, кг; $S_{б5}$ – площа перерізу балки *5*, см^2; l_5 – довжина балки *5*, см; $G_{л}$ – вага лебідки (за аналогом приймаємо 2000 Н).

Виконавши відповідні розрахунки для сталевої балки прямокутного профілю 26×16 см з товщиною стінки 0,8 см, отримаємо

$$F_{ц2} = (895 + 1542 + 9810 + 2000) \cdot (0{,}292 + 0{,}07 \cdot 0{,}959) = 5114 \text{ Н}.$$

Сила, яку повинен створювати гідроциліндр *8* (рис. 6) визначається з рівняння суми моментів відносно точки повороту стріли маніпулятора

$$F_{ц8} \cdot l_8 + G_{л} \cdot l_9 = G_{в} \cdot l_1 + G_{б3} \cdot l_3 + G_{ц4} \cdot l_4 + G_{б5} \cdot l_5 + G_{ц6} \cdot l_6 + G_{б7} \cdot l_7,$$

звідки

$$F_{ц8} = (G_{в} \cdot l_1 + G_{б3} \cdot l_3 + G_{ц4} \cdot l_4 + G_{б5} \cdot l_5 + G_{ц6} \cdot l_6 + G_{б7} \cdot l_7 - G_{л} \cdot l_9)/l_8,$$

де $G_{б7} = m_{б7} g$ – вага напрямної балки *7* (див. рис. 3); $m_{б3} = S_{б7} l_{б7} m_{пит}$ – маса балки *7*, кг; $S_{б7}$ – площа перерізу балки *7*, см^2; $l_{б7}$ – довжина балки *7*.

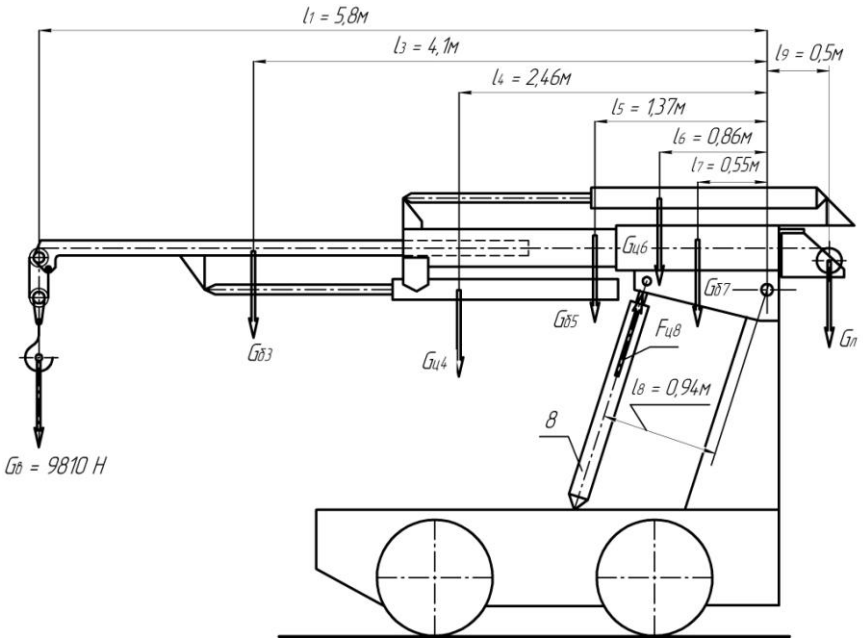


Рис. 6. **Розрахункова схема для визначення параметрів гідроциліндра повороту маніпулятора**

Виконавши розрахунок ваги сталевої балки *7* (рис. 3) прямокутного профілю 30×20 см, довжиною 100 см й з товщиною стінки 1,2 см, отримаємо

$$F_{ц8} = (9810 \cdot 5{,}8 + 895 \cdot 4{,}1 + 620 \cdot 2{,}46 + 1542 \cdot 1{,}37 + 620 \cdot 0{,}86 + 735 \cdot 0{,}55 - 2000 \cdot 0{,}5)/0{,}94 = 68854 \text{ Н}.$$

Виходячи з технічних характеристик аналогів, для подальших розрахунків приймаємо масу машини 4500 кг, максимальну швидкість 5 км/год, радіус колеса 0,462 м.

Максимальну потужність двигуна за умов руху визначаємо за формулою

$$N_e = \frac{V_{max}}{3{,}6\eta_{тр}} \left(g m_{м} \psi + \frac{k_{в} A_{в} V_{max}^2}{13000} \right) \text{ [кВт]},$$

де V_{max} – максимальна швидкість машини, км/год; $\eta_{тр}$ – ККД трансмісії; $m_{м}$ – маса машини, т; ψ – коефіцієнт опору дороги; $k_{в}$ – коефіцієнт опору повітря, Н с^2/м^4; $A_{в}$ – площа лобового опору, м^2.

Для розрахунків приймаємо $m_{м}$ = 4,5 т; V_{max} = 5 км/год; $k_{в}$ = 0,7 Н с^2/м^4; $A_{в}$ = 7,5 м^2; $\eta_{тр}$ = 0,6; ψ = 0,1. Тоді

$$N_e = \frac{5}{3{,}6 \cdot 0{,}6}\left(9{,}81 \cdot 4{,}5 \cdot 0{,}1 + \frac{0{,}7 \cdot 7 \cdot 25}{13000}\right) = 10{,}24 \text{ кВт}.$$

З урахуванням додаткових затрат потужності на рух автомобіля з вантажем для подальших розрахунків доцільно прийняти потужність двигуна 12 кВт. Слід зазначити, що потужність двигуна може бути уточнена з урахуванням енергетичних затрат на привод гідравлічного обладнання маніпулятора й лебідки.

Розрахунки параметрів гідростатичної трансмісії машини й гідроприводу маніпулятора можуть бути виконані за методикою, наведеною у працях [4-7].

Висновки

1. Основними перевагами підйомно-транспортної машини пропонованої конструкції у порівнянні зі штатними вантажопідйомними засобами підрозділів силових структур держави є: відносно невеликі габарити й маса; висока маневреність, що забезпечується конструкцією колісного рушія й дозволяє використовувати машину на обмеженій території як у парку військової частини, так і в польових умовах; зручність роботи й високий рівень оглядовості для оператора, що скорочує час на виконання робіт, підвищує їх безпечність та якість; суттєве зниження витрат пального за рахунок використання двигуна внутрішнього згоряння меншої потужності.

2. Завдяки наявності гідростатичного приводу машину технічно не складно обладнати системою дистанційного керування, використавши для цього гідравлічні розподілювачі з електричним приводом. У цьому випадку машина може використовуватись у якості військового робота для виконання інженерних робіт.

Список використаних джерел

1. Руководство по унифицированным мастерским технического обслуживания и текущего ремонта автомобилей и гусеничных машин МТО-АТ, МТО-40С, МТО-АТГ. Военное издательство Министерства обороны СССР. Москва – 1974. – 198 с.

2. Автомобіль ремонтно-евакуаційний КрАЗ-6322-056 [Електронний ресурс]. Режим доступу: http://autoinvest.com.ua/shop/gruzovaja-tehnika/avtomobil-remontno-jevakuacionnyj-k/. 25.04.2019. – Назва з екрану.

3. Самородов В.Б. Обзор современных трансмиссий многоосных транспортных средств. [Текст] В.Б. Самородов, О.И Деркач, И.В. Яловол и др. // Вісник НТУ "ХПІ". – Харків : НТУ "ХПІ", 2012. – № 64 (970). – С. 31–35. – (Серія "Автомобіле- та тракторобудування").

4. Гидрообъемные передачи транспортных и тяговых машин. Антонов А.С., Запрягаев М.М. – Л.: "Машиностроение", 1968 г. – 212 с., ил. 108.

5. Автомобили: Конструкция, конструирование и расчет. Трансмиссия: [Учеб. пособие для спец. «Автомобили и тракторы»/А. И. Гришкевич, В. А. Вавуло, А. В. Карпов и др.]; Под ред. А. И. Гришкевича. – Минск: Выш. шк., 1985.– 240с.

6. Мазін С.П. Обгрунтування нової конструкції спецмашини для блокування і витіснення натовпу під час масових заворушень в умовах обмеженої території / С.П. Мазін, Г.М. Маренко, О.П. Пархомчук, І.Л. Страшний, В.М. Франков // Міжвузівський збірник «НАУКОВІ НОТАТКИ». Луцьк, 2018. Випуск № 61. – С. 136 – 141.

7. Нова конструкція шасі військового робота і визначення його основних параметрів. [Текст] / С.В. Клішин, С.П. Мазін, І.Л. Страшний // Збірник наукових праць Національної академії Національної гвардії України. – Харків : НАНГ України, 2018. – Вип. 1 (31). – С. 35–40.

Рецензенти:

Герасимов Сергій Вікторович, заступник начальника кафедри Харківського національного університету Повітряних Сил імені Івана Кожедуба, доктор технічних наук, старший науковий співробітник.

Горбунов Андрій Петрович, начальник навчального відділу навчально-методичного центру Національної академії Національної гвардії України, кандидат технічних наук, доцент.

Стаття надійшла до редакції 01.05.2019

© С.П. Мазін, Г.М. Маренко, І.Л. Страшний, М.О. Глущенко

УДК: 666.3.7:620.193

П.В. Мазур, Д.В. Ведель, В.А. Котенко, Т.В. Мосина, О.М. Григорьєв
Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна

СТРУКТУРА І ДЕЯКІ ВЛАСТИВОСТІ КЕРАМІКИ ZRB_2-SIC-CR_3C_2 ОТРИМАНОЇ ВАКУУМНИМ СПІКАННЯМ

Проведено експерименти по вакуумному спіканню кераміки системи ZrB_2-SiC-Cr_3C_2для кераміки з 10 мас. % SiC і 10-15 мас. % Cr_3C_2 при температурах спікання 1850-1900°C усадка зразків становила 19%, що забезпечило щільність матеріалу98-100% від теоретичної. Наведені результати досліджень структури і механічних властивостей кераміки ZrB_2-10мас.% SiC з добавками (0-20 мас.%) Cr_3C_2, яка була спечена в температурному інтервалі 1800 - 2200°C показав що розмір зерна спечної кераміки знаходився в інтервалі до 40 мкм, що забезпечило міцність на згин і інші механічні характеристики на рівні характерному для ГП кераміки.

***Ключові слова**: диборид цирконію, спікання, міцність, індентування.*

П.В. Мазур, Д.В. Ведель, В.А. Котенко, Т.В. Мосина, О.Н. Григорьєв
СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ ZRB_2-SIC-CR_3C_2 ПОЛУЧЕННОЙ ВАКУУМНЫМ СПЕКАНИЕМ

Проведены эксперименты по вакуумному спеканию керамики системы ZrB_2-SiC-Cr_3C_2 для керамики с 10 мас. % SiC и 10-15 масс. % Cr_3C_2 при температурах спекания 1850-1900°C усадка образцов составляла 19%, что обеспечило плотность материала 98-100% от теоретической. Приведенные результаты исследований структуры и механических свойств керамики ZrB_2-10мас.% SiC с добавками (0-20 мас.%) Cr_3C_2, которая была спеченая в температурном интервале 1800 - 2200°C показали что размер зерна керамики находился в интервале до 40 мкм, что обеспечило прочность на изгиб и другие механические характеристики на уровне характерном для ГП керамики.

***Ключевые слова:** диборид циркония, спекание, прочность, индентирования.*

P. Mazur, D. Vedel, V. Kotenko, T. Mosina, O. Grigoriev
STRUCTURE AND SOME PROPERTIES OF CERAMICS ZRB_2-SIC-CR_3C_2 OBTAINED BY PRESSURELESS SINTERING

In this work, experiments were performed on the vacuum sintering of ZrB2-SiC-Cr3C2 ceramics for ceramics with 10 wt. % SiC and 10-15 wt. % Cr3C2 at sintering temperatures of 1850–1900 ° C. The shrinkage of the samples was 19%, which ensured a material density of 98-100% of the theoretical value. The results of studies of the structure and mechanical properties of ZrB2 ceramics, 10 wt.% SiC with additives (0-20 wt.%) Cr3C2, which was sintered in the temperature range 1800 - 2200 ° C showed that the grain size of the ceramics was in the range up to 40 microns, which ensured bending and other mechanical characteristics at the level characteristic of hot pressing ceramics.

***Keywords**: zirconium diboride, sintering, strength, indentation*

Постановка проблеми. Ультра високотемпературна кераміка(УВКТ) на основі ZrB_2за рахунок поєднання в собі високої температури плавлення, теплопровідності та деяких фізико-механічних властивостей придатна для використання в екстремальних умовах експлуатації (~1600°C) [1,2]. Використання чистого дибориду обмежено в середовищі повітря до температур ~1400 ^{o}C [3,4]. Для підвищення стійкості до окислення вводять ряд легуючих елементів SiC, $MeSi_2$, та інші [5–7]. Дані легуючі елементи також виступають у ролі активаторів спікання під час гарячого пресування. Для кераміки УВТК зазвичай застосовують технологію гарячого пресування в вакуумі або в атмосфері CO/CO_2 [1,7]. Однак на сьогоднішній день, все більше науковців звертає увагу на спікання кераміки без прикладання тиску [8–10]. Основними спікаючими добавками виступають WC,B4C та вуглець, які на думку авторів вступають у взаємодію при температурі 2000 ^{o}C та покращують ущільнення. Дані добавки і справді допомагають ущільнити матеріал, але температури є занадто високими. В свою чергу деякими авторами було зменшено температури гарячого пресування (ГП) приблизно до 1750 ^{o}C в вакуумі на системі ZrB_2–20vol%SiC–10mas%Cr_3C_2 з досягненням 96% щільності [10]. Розкриття процесів активації спікання при додавання карбіду хрому було вивчено в роботі [11], та показано процес утворення дифузійних зон, що активують процес спікання.

Постановка задач. Всі відомі роботи по додаванню карбіду хрому стосувалися лише гарячого пресування. Так як карбіт хрому активує процес спікання вже при температурі в 1700 ^{o}C, доцільно розробити технологію вакуумного спіканням без прикладання зовнішнього тиску. Метод вакуумно спікання (ВС) дозволяє отримувати деталі і заготовки вже потрібних розмірів, без додаткової обробки, використовуючи класичну технологію порошкової металургії.

Викладення основного матеріалу. В даній роботі використовували порошки ZrB_2 і Cr_3C_2

© П.В. Мазур, Д.В. Ведель, В.А. Котенко, Т.В. Мосина, О.М. Григорьєв

виробництва Донецького заводу хімреактивів та порошки SiC (UF10 grade) фірми Shtarck. Типові домішки порошків і їх кількість вказані в табл. 1.

Таблиця 1.

Гранулометричний склад та хімічний аналіз вихідних матеріалів

Виробник	Матеріал	Розмір, мкм	Хімічні елементи, %		
			C	Fe	O
H.C. Starck	SiC	0,74–1	27,5	0,06	0,6
ДЗХР	ZrB_2	2,8–5,1	0,08	0,09	0,78
ДЗХР	Cr_3C_2	7,9	0,07	–	0,6

Розмелювання порошків виконували за допомогою планетарного млина з барабанами з капролона у середовищі ацетону з використанням розмельних куль з дибориду цирконію. Середній розмір зерен порошків у підготовлених шихтах становив D_{50} = 2 mkm і D_{95} = 5 mkm. Зразки діаметром 15 мм і висотою 8 мм формували одноосьовим пресуванням. Спікання зразків проводили у вакуумній печі СШВЛ. Густину спечених зразків визначали гідростатичним методом. З метою визначення розміру зерна, виконували травлення шліфів у розчині суміші кислот HCl-HF-HNO_3 у гліцерині.

Структуру отриманих матеріалів вивчали методами оптичної мікроскопії та рентгенографії. Механічні характеристики зразків були визначені з використанням методів індентування,описаних в роботі [12], при навантаженні на інденторі від 2 до 200Н на установці Falcon 500. Та включають в себе такі властивості: твердість (H_V), тріщиностійкість(K_{1c},) межа міцності на стиснення (Y) та розтяг (σ_f):

$$HV = 1{,}854 \cdot \frac{P}{d^2},$$

де P – навантаження Н; *d* – діаметр відбитку

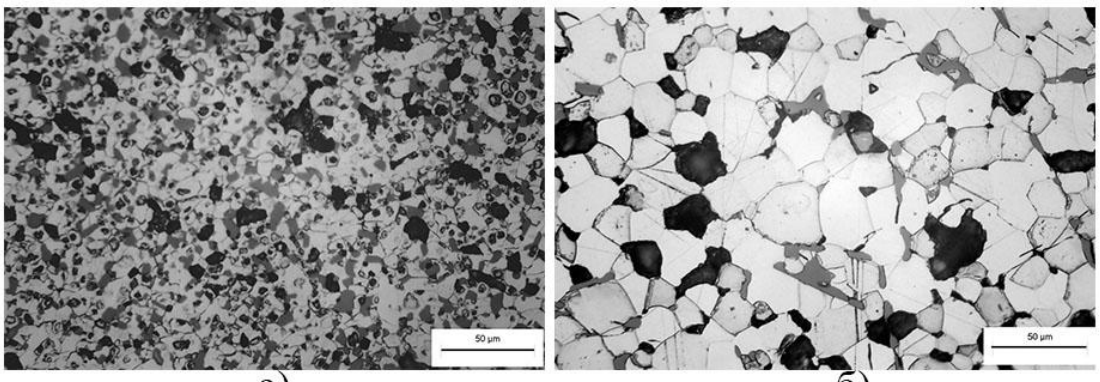
$$K_{1c} = \beta \cdot \frac{P}{c^{3/2}},$$

де с- довжина тріщини; β – коефіцієнт.

$$\sigma_f = \frac{HM \cdot a}{\sqrt{3}}, Y = \frac{HM}{C_1}$$

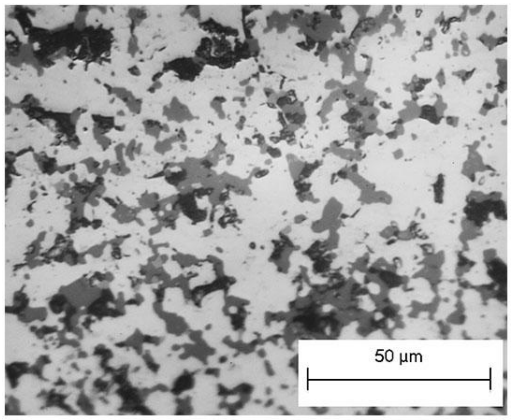
де C_1, а – коефіцієнти, НМ твердість по Мейру

Для використаних порошків і методів підготовки шихт показано, що спікання кераміки складу ZrB_2 -10 мас.% SiC при 2000 і 2200° С супроводжується інтенсивною рекристалізацією та збільшенням розміру зеренбориду цирконію до 15 і 40 мкм відповідно. При температурі спікання 2200° С спостерігається зміна морфології зерен карбіду кремнію, які розташовуються у вигляді прошарків на границі зеренбориду цирконію. Зерна дибориду цирконію в цілому рівноосні. Пористість при цій температурі спікання виявляється в межах 10-15% з розмірами пор до 30-40 мкм. Практично такий стан мікроструктури досягається з використанням методу ГП, з середнім розміром зерна 20 мкм..



а) б)

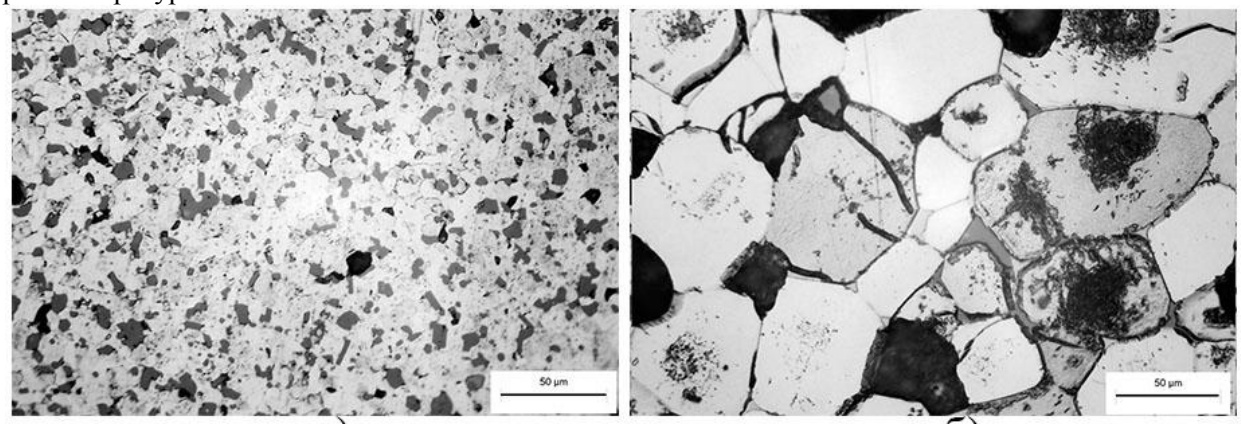
© П.В. Мазур, Д.В. Ведель, В.А. Котенко, Т.В. Мосина, О.М. Григорьєв



в)

Рис. 1. **Структура кераміки ZrB_2 -10 % SiC, що спечена при 2000° С (а) і 2200° С (б), отримана методом ГП (в)**

Додаткове введення в шихту ZrB_2-10мас.% SiC лише 5 мас.% карбіду хрому супроводжується різким прискоренням усадки з отриманням структур з низькою пористістю (менше 5 %) вже при температурі спікання 1900° С (рис.2). У цій кераміці зерна боридів залишаються ізометричними, але зерна карбіду кремнію, як і в кераміці ZrB_2-10мас.% SiC втрачають первісну морфологію і теж розташовуються у вигляді прошарків на границі зеренборидів. Як видно з рисунків збільшення здатності до ущільнення кераміки при введенні добавок карбіду хрому супроводжується також прискоренням швидкості рекристалізації і розмір зеренборидів (до 60 мкм) при температурі 2100° С стає вищим ніж у кераміки ZrB_2-10 мас.% SiC при температурі 2200° С.



а) б)

Рис. 2. **Структура кераміки ZrB_2 -10 мас. % SiC -5мас.% Cr_3C_2, спеченої при 1900 (а) і 2100° С (б).**

Якісно, структура кераміки ZrB_2 -10 мас.% SiC -10 мас.% Cr_3C_2, спеченої при температурі 1900° С виявляється близькою до такої у кераміки ZrB_2 -10 мас.% SiC -5 мас.% Cr_3C_2, за тим винятком, що її пористість зменшується до величин менше 1% з розміром зерен до 10 - 15 мкм. Однак, подальше збільшення вмісту карбіду хрому до 15 мас.% супроводжується різкою зміною морфології зеренборидів, які з ізометричних стають витягнутими із збільшенням aspectratio до значень більше 2 (рис. 3). При вмісті карбіду хрому 20 мас. % вже при температурі 1850° С формується дендридоподібна щільна, практично безпориста структура (рис. 3б).

© П.В. Мазур, Д.В. Ведель, В.А. Котенко, Т.В. Мосина, О.М. Григорьєв

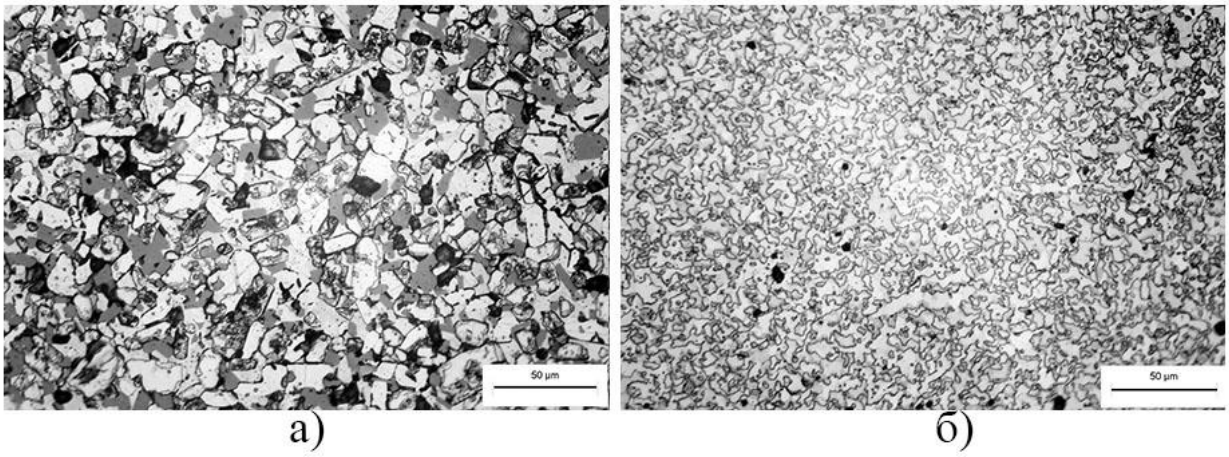


Рис. 3. **Структура кераміки ZrB_2 -10 мас.% SiC -15мас.% Cr_3C_2, Tsint = 1900°C (а) і ZrB_2 -20 % Cr_3C_2, T_{sint} = 1850°C (б).**

У всіх випадках у структурі кераміки відсутній введений на початку карбід хрому, який у результаті взаємодії з боридами цирконію, за даними рентгенофазового аналізу, формує гетерофазну систему, яка містить високотемпературні фази дибориду цирконію, подвійного борида цирконію - хрому і карбіду цирконію. Саме ущільнення матеріалу відбувається у процесі рідкофазної евтектичної перекристалізації із зникаючою рідкою фазою. Про що свідчить збільшення розміру зерна (рисунок 4.) та літературні дані які вказують на температури евтектик $Cr_{23}C_6$–Cr (T = 1530°C), $ZrCr_2$–Cr (T= 1590°C), і ZrB_2–Cr (T = 1550°C) [11,13].

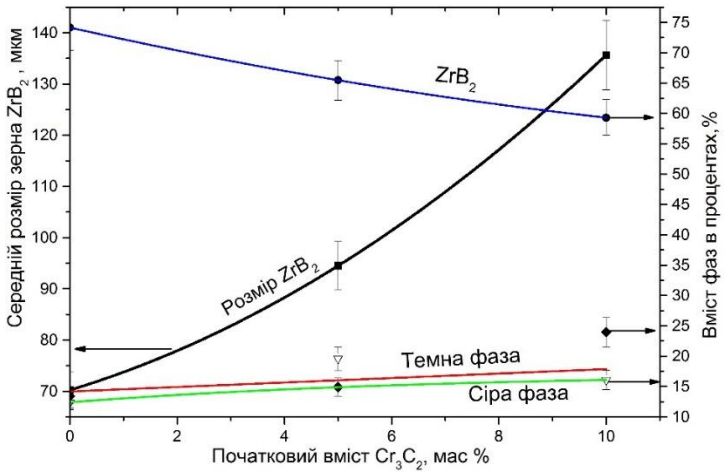


Рис. 4. **Залежність розміру зерна та вмісту ZrB_2SiC (сіра фаза) та продуктів взаємодії (темної фази), від вмісту карбіду хрому**

Проведені методом індентування,випробовування спечених керамічних матеріалів системи ZrB_2 –SiC-Cr_3C_2 показали, що в доволі широкому діапазоні навантажень (10 - 200Н) вказані композити зберігають високі значення твердості (рис. 5). Аналіз отриманих результатів показує, що введення до складу композитів Cr_3C_2 підвищує їх твердість (рис.5) – максимальною твердістю (~13-17ГПа), в зазначеному інтервалі навантажень, характеризуються спечені композити, які містять у вихідній шихті 10-15 мас.% карбіду хрому. З наведеного рисунка добре видно, що із зменшенням навантаження до 10 Н твердість усіх без винятку зразків зростає, а в діапазоні навантажень 100 – 200 Н твердість практично не змінюється. Мінімальну твердість зафіксовано в кераміці ZrB_2 –10 мас.% SiC.

© П.В. Мазур, Д.В. Ведель, В.А. Котенко, Т.В. Мосина, О.М. Григорьєв

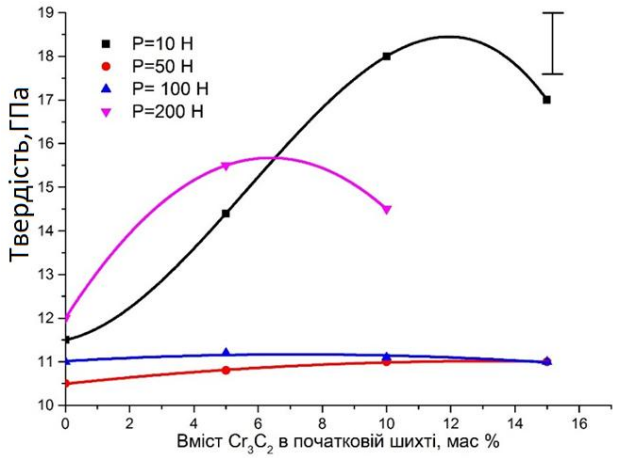


Рис.5. **Залежність твердості спечених керамічних матеріалів системи ZrB_2 – SiC від вмісту у вихідній шихті Cr_3C_2 та від навантаження на індентор.**

На основі проведених вимірювань твердості, а також вимірювань довжин тріщин, які утворилися в околі відбитка твердості, нами були побудовані статистичні розподіли Вейбула для контактної міцності композитів ZrB_2 –SiC-Cr_3C_2 (рис.6).

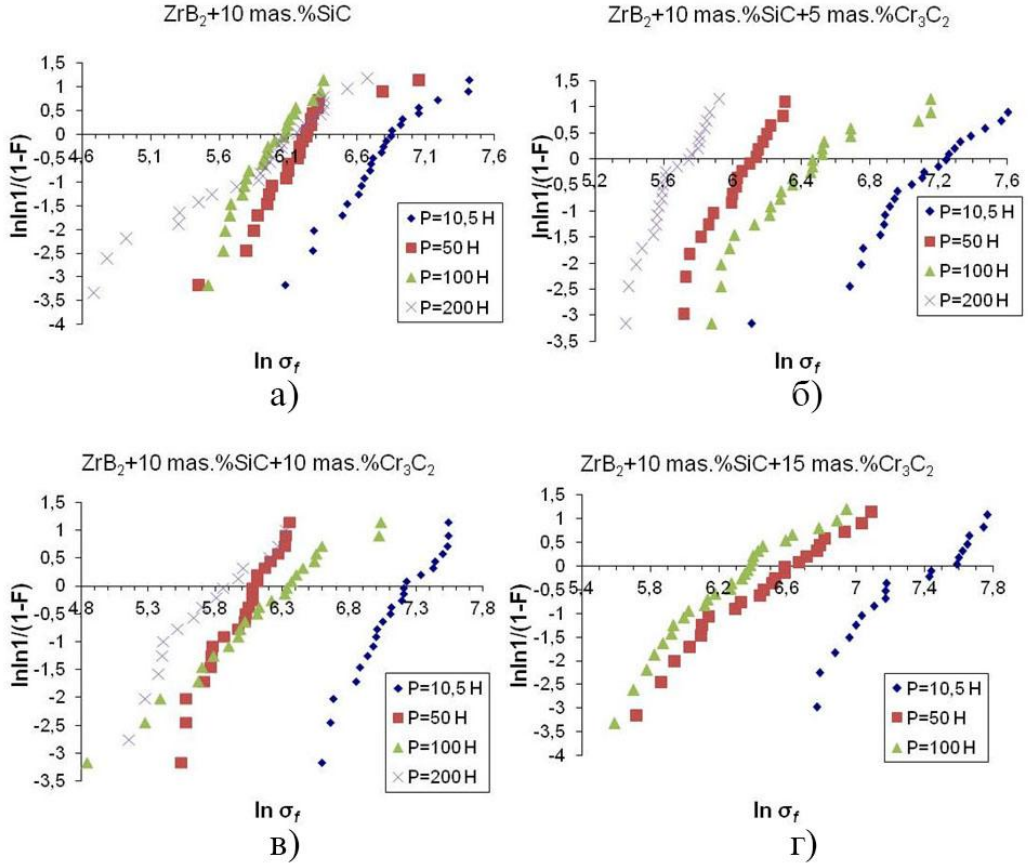


Рис. 6. **Статистичні розподіли Вейбула для контактної міцності спечених композитів складу ZrB_2 –SiC-Cr_3C_2 залежно від навантаження на індентор.**

У більшості випадків отримані розподіли є бімодальними, тобто як правило, містять дві прямолінійні ділянки, які відповідають двом популяціям тріщин – „довгим” та „коротким”. При цьому модуль Вейбула *m* визначенний для „довгих” тріщин змінюється в інтервалі значень 14-16. Із збільшенням навантаження кількість „довгих” тріщин зростає, а сам розподіл зміщується вліво. Це свідчить про зменшення характеристик контактної міцності. Окремий вейбулівський аналіз популяції „довгих” тріщин виявляє маштабну залежність контактної міцності композитів у більш явному вигляді (рис.7).

З рис. 6 видно, що із збільшенням навантаження контактна міцність різко зменшується і досягає мінімального значення при максимальному навантаженні 200 Н. Введення до вихідного складу шихти Cr_3C_2 дещо підвищує контактну міцність композитів в інтервалі навантажень 10-100 Н. Проте при навантаженні 200Н контактна міцність спечених композитів практично не залежить від вмісту Cr_3C_2 у вихідній шихті і знаходиться на рівні 210-270 МПа. Слід зазначити, що середні значення контактної міцності розраховані для „довгих" тріщин композитів при максимально високому навантаженні опосередковано дозволяють оцінити їх міцність при згині.

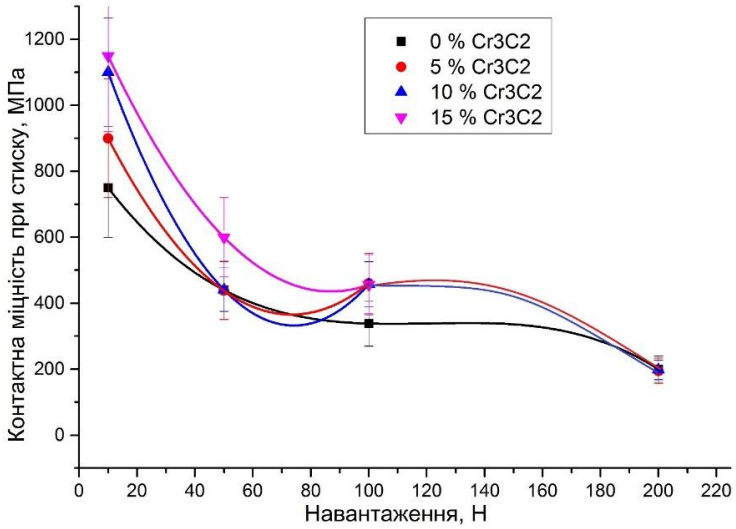
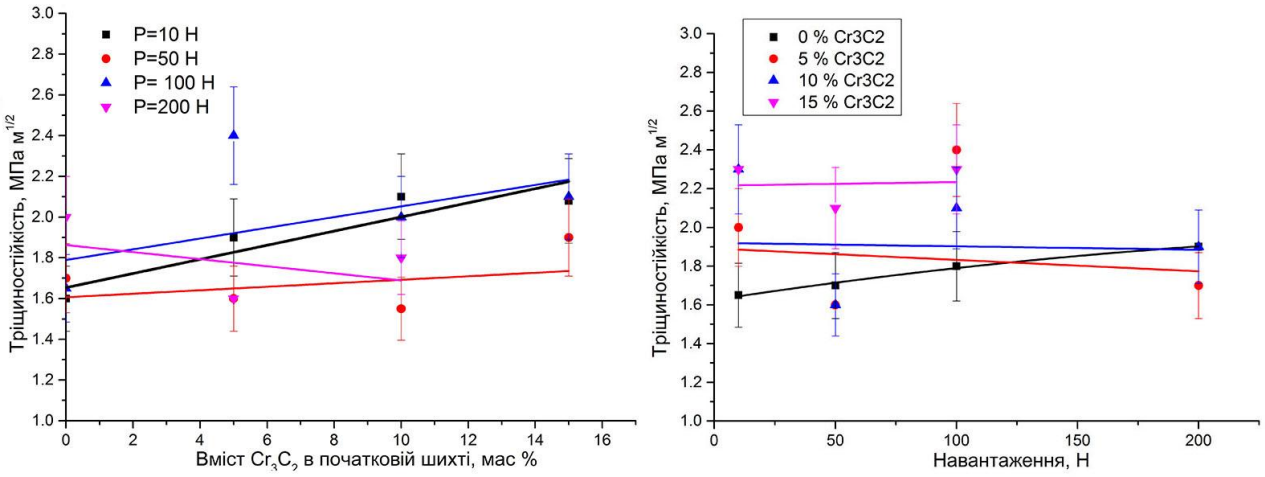


Рис. 7. **Залежність контактної міцності керамічних матеріалів систем ZrB_2 – SiC від вмісту у вихідній шихті Cr_3C_2**

Вимірювання тріщиностійкості виконані за розміром радіальних тріщин у відбитків твердості згідно методики описаної у звіті за перший рік проекту. Отримані значення тріщиностійкості композитів, отриманих із вихідної шихти складу ZrB_2 – SiC – Cr_3C_2 наведені на рис.8.



а) б)

Рис. 8. **Залежність тріщиностійкості керамічних матеріалів систем ZrB_2 –SiC від вмісту у вихідній шихті Cr_3C_2 (а) та від навантаження на індентор – (б).**

З наведених результатів видно, що значення тріщиностійкості слабо залежать від навантаження на інденторі. З рис. 8а видно, що збільшення вмісту Cr_3C_2 у вихідній шихті композитів ZrB_2 –SiC призводить до зростання їх тріщиностійкості (2,0–2,4 МПа*м$^{1/2}$).

Аналіз даних по комплексу механічних властивостей, отриманий методом ідентуванням при навантаженні на індентор в 200 МПа, при якій супротив проникненню в максимальній степені визначається руйнування кераміки, характеристики цих властивостей наведені в таблиці 2. Порівнюючи вакуумно спечену і ГП кераміку ми спостерігаємо той же рівень механічних властивостей, що дозволяє використовувати метод ВС без втрати конструкційних характеристик.

© П.В. Мазур, Д.В. Ведель, В.А. Котенко, Т.В. Мосина, О.М. Григорьєв

Таблиця 2.

Механічні характеристики методом індентування для кераміки, отриманої методом вакуумного спікання і гарячого пресування [13] при навантаженні в 200 МПа.

Метод отримання	Матеріал	H_V,ГПа	$K_{1c}, МПа\sqrt{м}$	σ_f,МПа
С	ZrB_2-10% SiC	2	1,9	200
С	ZrB_2-10% SiC-5%Cr_3C_2	15,5	1,7	195
С	ZrB_2-10% SiC-10%Cr_3C_2	14,5	1,9	198
П [13]	ZrB_2-10% SiC	12,8	4,6	370

Таким чином, введення в кераміку ZrB_2 - SiC добавки-активатора спікання у вигляді карбіду хрому дозволяє в режимі вакуумного спікання отримати щільну кераміку при температурах спікання 1850 - 1900° С. Спікання відбувається умовах евтектичних взаємодій з зникаючої рідкою фазою з утворенням вторинних боридів хрому-цирконію та карбіду цирконію. Механічні властивості кераміки підвищуються із збільшенням кількості карбіду хрому до 10-15 мас. %.

Висновки

1. Встановлено, що добавка карбіду хрому в кількостях 10-15 мас % дозволяє отримувати без пористий матеріал на основі ZrB_2 методом вакуумного спікання.
2. Спікання відбувається умовах евтектичних взаємодій $Cr_{23}C_6$–Cr (T = 1530°C), $ZrCr_2$–Cr (T= 1590°C), і ZrB_2–Cr (T = 1550°C)з утворенням вторинних боридів хрому-цирконію та твердих розчинів на основі карбіду цирконію.
3. Вимірювання механічних характеристик показало, що додавання карбіду хрому дозволяє підвищити контактну міцність при навантаженнях від 10 до 100 Н. Однак при навантаженні в 200 Н контактна міцність має такі ж значення як і чиста кераміка, а саме 210–2710 МПа збільшення вмісту Cr_3C_2 у вихідній шихті композитів ZrB_2 –SiC призводить до зростання їх тріщиностійкості (2,0–2,4 МПа*м$^{1/2}$).
4. Порівнюючи вакуумно спечену і ГП кераміку, ми спостерігаємо той же рівень механічних властивостей, що дозволяє використовувати метод ВС без втрати конструкційних характеристик.

Список використаної літератури

1. Justin J.F., Jankowiak a., J.F.Justin A.J. Ultra High Temperature Ceramics: Densification, Properties and Thermal Stability // Aerosp. Lab J. 2011. Vol 8, № 3. P 1–11.
2. Silvestroni L. etal. Super-strong materials fo rtemperature sexceeding 2000 °c // Sci. Rep. Nature Publishing Group, 2017. Vol 7, № December 2016. P 1–8.
3. Fahrenholtz W.G. The ZrB2 volatility diagram // J. Am. Ceram. Soc. 2005. Vol 88, № 12. P 3509–3512.
4. Parthasarathy T.A. etal. A model for the oxidation of ZrB2, HfB2and TiB2 // Acta Mater. 2007. Vol 55, № 17. P 5999–6010.
5. Grigoriev O.N. etal. Behavior of Ultrahigh-Temperature ZrB2-Based Ceramicsin Oxidation // Powder Metall. Met. Ceram. 2018. Vol 56, № 9–10. P 573–580.
6. Silvestroni L., Meriggi G., Sciti D. Oxidation behavior of ZrB2 composites doped with variou stransition metals ilicides // Corros. Sci. Elsevier Ltd, 2014. Vol 83. P 281–291.
7. Grigoriev O.N. etal. Mechanical properties of ZrB2-SiC(ZrSi2) ceramics // J. Eur. Ceram. Soc. 2010. Vol 30, № 11. P 2173–2181.
8. Zhang S.C., Hilmas G.E., Fahrenholtz W.G. Oxidation of zirconium diboride with tungstencar bideadditions // J. Am. Ceram. Soc. 2011. Vol 94, № 4. P 1198–1205.
9. Guo S.Q. Densification of ZrB2-based composites and their mechanical and physical properties: A review // J. Eur. Ceram. Soc. 2009. Vol 29, № 6. P 995–1011.
10. Zou J., Zhang G.J., Kan Y.M. Formation of toughinterlockingmicrostructurein ZrB2-SiC-based ultrahigh-temperatureceramicsbypressurelesssintering // J. Mater. Res. 2009. Vol 24, № 7. P 2428–2434.
11. Grigoriev O.N. etal. SinteringofZirconiumDiborideandPhaseTransformationsinthePresenceof Cr3C2 // PowderMetall. Met. Ceram. 2016. Vol 55, № 3–4. P 185–194.
12. Контактная прочность и трещиностойкость хрупких материалов / О.Н. Григорьев, Б.А. Галанов, В.А. Котенко [та інші.] // Металлофизика и новейшие технологии – 2006. – №8. – С. 1001–1018.
13. Активатори спікання, борид цирконію, кінетика ущільнення, механічні властивості, структуроутворення / Григорьєв О.М., Винокуров В.Б., Мосіна Т.В., Мелах Л.М., Бега М.Д., Коротеєв О.В., Клименко Л.І., Степаненко А.В. // Порошкова металургія - Київ: ІПМ ім.І.М.Францевича НАН України, 2016 , #11/12 , С.54-70

Стаття надійшла до редакції 25.04.2019

© П.В. Мазур, Д.В. Ведель, В.А. Котенко, Т.В. Мосина, О.М. Григорьєв

УДК 621.762

М.В. Марич, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Г.М. Молчановська
Інститут проблем матеріалознавства ім.. І. М. Францевича НАН україни

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ТА ФАЗОВОГО СКЛАДУ ГАРЯЧЕШТАМПОВАНОГО ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Ti-Cr-Fe-Ni-C

Досліджено вплив гарячого штампування та наступного відпалювання на фазовий склад та структуру високоентропійного сплаву системи Ti-Cr-Fe-Ni-C, отриманого методами порошкової металургії. В якості вихідних матеріалів використовували суміш порошків Cr, Ti, Ni, Fe та графіту в близькому до еквіатомного співвідношення, які піддавали механоактивації розмелом в планетарному млині. Із розмелених сумішей отримували зразки спіканням при або гарячим штампуванням. Методами рентгенофазового та мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що як після спікання, так і після гарячого штампування заготовок із механоактивованих сумішей відбувається формування переважно твердого розчину заміщення високоентропійного сплаву ГЦК структури на базі решітки Ni, та твердого розчину заміщення фазі з переважаним вмістом хрому і заліза з утворенням ОЦК структури на базі решітки хрому. Поряд з фазами ГЦК і ОЦК структур фіксуються карбідні фази титану TiC та хрому Cr_3C_2. Кристалічна структура зразків після гарячого штампування характеризується високою дефектністю твердого розчину, ступінь якої знижується після відпалу при 1250 ^{0}C.

Ключові слова: *високоентропійний сплав, порошкова металургія,структура, кристалічна гратка, механоактивація, спікання, гаряче штампування, відпал.*

M. Marich, G. Bagliuk, A. Mamonova, G. Molchanovska

FEATURES OF THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF HOT-POWDERED Ti-Cr-Fe-Ni-C HIGH- ENTROPY ALLOY

The influence of hot forging and subsequent annealing on the phase composition and structure of the high-entropy alloy of the Ti-Cr-Fe-Ni-C system obtained by powder metallurgy was studied. As a starting material, a mixture of Cr, Ti, Ni, Fe and graphite powder in the near-equivalency ratio that was subjected to mechanically activated grinding in a planetary mill was used. From the milled mixtures samples were obtained by sintering with or hot stamping. The methods of X-ray and microscopic analysis revealed that both after sintering and after hot stamping of batches from mechanically activated mixtures, a predominantly solid solution for the replacement of a high-end alloy of a fcc structure based on a Ni grid and a solid solution of phase substitution with a predominant content of chromium and iron with the formation of bcc structures on the basis of chrome grating. Along with the phases of the fcc and bcc structures, the carbide phases of titanium TiC and chromium Cr3C2 are fixed. The crystalline structure of samples after hot stamping is characterized by a high defect of a solid solution, whose degree decreases after annealing at 1250 ^{0}C.

Key words: *high-entropy alloy, powder metallurgy, structure, crystalline lattice, mechanoactivation, sintering, hot stamping, annealing.*

М.В. Марич, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Г.М. Молчановская

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ГОРЯЧЕШТАМПОВАННОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Cr-Fe-Ni-C

Исследовано влияние горячей штамповки и последующего отжига на фазовый состав и структуру высокоэнтропийного сплава системы Ti-Cr-Fe-Ni-C, полученного методами порошковой металлургии. В качестве исходных материалов использовали смесь порошков Cr, Ti, Ni, Fe и графита в близком к еквиатомному соотношении, подвергали механоактивации размолом в планетарной мельнице. Из размолотых смесей получали образцы спеканием при или горячей штамповкой. Методами рентгенофазового и микрорентгеноспектрального анализа установлено, что как после спекания, так и после горячей штамповки заготовок из механоактивованих смесей происходит формирование преимущественно твердого раствора замещения высокоэнтропийного сплава ГЦК структуры на базе решетки Ni, и твердого раствора замещения с преобладающим содержанием хрома и железа с образованием ОЦК структуры на базе решетки хрома. Наряду с фазами ГЦК и ОЦК структур фиксируются карбидные фазы титана TiC и хрома Cr3C2. Кристаллическая структура образцов после горячей штамповки характеризуется высокой дефектностью твердого раствора, степень которой снижается после отжига при 1250 ^{0}C.

Ключевые слова: *высокоэнтропийний сплав, порошковая металлургия, структура, кристаллическая решетка, механоактивация, спекание, горячая штамповка, отжиг.*

Вступ

В основі розробки високоентропійних багатоелементних сплавів лежить термодинамічний підхід. Характерною особливістю таких сплавів є вміст в їх складі не менше 5-ти основних елементів в еквіатомному співвідношенні. Наявність великої кількості різнорідних, але в рівній кількості атомів, що володіють різними індивідуальними властивостями, накладає свою специфіку на утворення твердих розчинів у даних сплавах [1]. Висока ентропія змішання елементів в сплавах обумовлює мінімізацію вільної енергії Гіббса і призводить до переважного утворення твердих

© М.В. Марич, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Г.М. Молчановська

розчинів з ОЦК, ГЦК або ГЦК + ОЦК структурою. Знижена вільна енергія сплаву забезпечує стійкість твердого розчину при подальшій термічній обробці [2, 3]. Підвищені характеристики при високих температурах забезпечуються завдяки сильному спотворенню кристалічної решітки через відмінності атомних радіусів елементів заміщення [1, 4].

Мета роботи – дослідження фазового складу, мікроструктури, структурних недосконалостей кристалічної гратки та властивості порошкових високоентропійних сплавів складу TiCrFeNiC в процесі їх синтезу.

Матеріали та методики експерименту

В якості базових елементів для отримання сплавів системи Ti-Cr-Fe-Ni-C використовувалися порошки Cr, Ti, Ni, Fe і C (графіт) чистотою 99,5-99,9 %. Вихідна суміш піддавалась механоактивації шляхом розмелювання в планетарному млині на протязі 60 хв. при співвідношенні маси шихти до маси розмельних тіл 1:10. З метою недопущення окислення і сегрегації частинок порошків цей процес проводили в середовищі етилового спирту.

З отриманої суміші в сталевий матриці пресували циліндричні заготовки діаметром 40 мм під тиском 700 МПа. Спресовані заготовки спікали в вакуумі при 1300 ^{0}C протягом 120 хв. або проводили їх гаряче штампування на дугостаторному пресі ФБ1732. Нагрів під штампування проводили в середовищі протічного аргону до температури 1100 ^{0}C. Частину поковок після гарячого штампування піддавали відпалу при температурі 1250 ^{0}C. Щільність і поруватість зразків визначали методом гідростатичного зважування. Їх твердість вимірювали на твердомірі ТК-14-250 згідно з ГОСТ 9013-75, мікротвердість фаз визначали на мікротвердомірі ПМТ-3.

Мікроструктуру отриманих сплавів вивчали на оптичному мікроскопі XJL-17, а також на скануючому електронному мікроскопі JEOL Superprobe 733. Дослідження фазового складу і дефектності структурних складових матеріалів проводили методами рентгенографії. Рентгенівська зйомка зразків здійснювалася на дифрактометрі ДРОН-3 у відфільтрованому кобальтовому випромінюванні методом покрокового сканування в діапазоні кутів 20 ÷ 130°. Крок сканування складав 0,05 град, кутова швидкість обертання гоніометра – ¼ град/хв. Кількісний мікрорентгеноспектральний аналіз проводили на рентгенівському мікрозонді CAMECA MS-46 при режимі зонда 20 кВ, 12 нА і діаметрі зонда 3 мкм.

Результати дослідів та їх обговорення

Аналіз рентгенівського спектра суміші складу TiCrFeNiC після її розмелювання в планетарному млині показав, що рентгенівський спектр зразка складається з рефлексів окремих компонентів, що входять до складу розроблюваного сплаву, що вказує на відсутність хімічної взаємодії між компонентами в процесі розмелювання. Однак, при цьому різко змінюється характер профілю рефлексів компонентів сплаву. Істотне розширення рефлексів свідчить про спотворення кристалічної решітки елементів, перекриття рентгенівських рефлексів елементів, що мають близькі кути відображення, виключає можливість виділення профілів для обчислення параметрів тонкої структури. Дефекти кристалічної будови, інтенсифікують процеси спікання і суттєво впливають на особливості формування фазового складу.

Подальше спікання пресовок, отриманих з механоактивованої суміші, забезпечило формування твердого розчину заміщення високоентропійного ВЕС-сплаву на базі ГЦК решітки. Як видно з рис. 1, рентгенівський спектр сплаву представлений основними лініями ГЦК фази з параметром елементарної комірки 0,35864 нм, що можна порівняти з параметром решітки нікелю, рівного 0,3517нм. Істотне збільшення параметра решітки твердорозчинної фази на основі ГЦК структури свідчить про спотворення кристалічної решітки, обумовленої наявністю елементів з різними атомними радіусами. Профілі ліній розширені, що також характеризує спотворення кристалічної решітки ГЦК-фази і підтверджується числовими значеннями параметрів тонкої структури: β_{111} = 7,37 мрад, ОКР = 24 нм, β_{311} = 21,13 мрад, ρ = 8,94*1012 см$^{-2}$, мікроспотворення = 20,72*10^{-2}.

У той же час, при низькій усереднененій електронній щільності сплаву рівній 6,4 ел/ ат, згідно з літературними джерелами, можливе існування твердих розчинів заміщення на основі ГЦК і ОЦК структур. Однак на рентгенівському спектрі сплаву лінії ОЦК структурної складової в явному вигляді не виявлені. З огляду на те, що максимальні значення за інтенсивністю рефлексів 111-ГЦК структури і 110-ОЦК структури по кутовому положенню на рентгенівському спектрі мають близькі значення, методом розкладання максимуму (111) ГЦК фази було чітко виявлено одночасну наявність двох фаз - ГЦК і ОЦК (рис 1, б).

© М.В. Марич, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Г.М. Молчановська

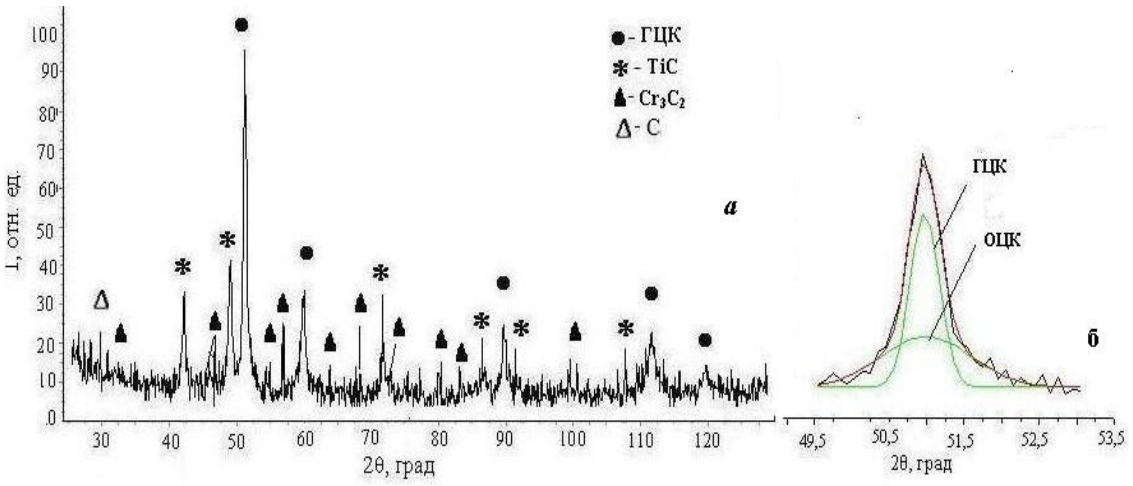


Рис. 1. **Дифрактограма сплаву після розмелювання і наступного спікання при 1300 ^{0}C (а), результати розкладання ГЦК- рефлексу (111) (б)**

Високоентропійна фаза з ОЦК структурою базується, по всій ймовірності, на базі решітки хрому з істотним спотворенням останньої, що обумовлено різними атомними радіусами елементів, що входять до її складу. Зсув максимуму Cr_{110} в напрямку меншого кута і відповідно збільшення міжплощинної відстані атомних площин свідчить про утворення твердого розчину з елементів, що входять в решітку елементів.

Інтенсивними лініями представлений карбід титану TiC, що має ГЦК гратку з параметром 0,4322 нм, що відповідає атомному співвідношенню вуглець-метал в карбіді 0,73.

Слід зазначити інтенсивне формування карбіду хрому Cr_3C_2, який має орторомбичну гратку. Орторомбічна решітка рентгенографічно представлена численними лініями слабкої інтенсивності, що характерно для подібного типу кристалічної решітки.

Спечений при 1300 ^{0}C сплав відзначається наявністю залишкової поруватості, що складає близько 6,5 % та має твердість на рівні HRC 30, відносно викокий рівень якої за наявності помітної поруватості обумовлений не тільки формуванням твердого розчину заміщення на базі ГЦК решітки, а й включенням твердих сполук карбідів TiC і Cr_3C_2. Мікротвердість складає 5,25 ГПа для ГЦК і 10,32 ГПа для ОЦК фаз.

За даними мікрорентгеноспектрального аналізу сплав представлений двома твердорозчинними фазами заміщення. В більшій за обсягом фазі переважають нікель (Ni-22,34 % (ат.) і карбід титану (Ti - 38,16 %, C - 32,56%), незначна частка заліза і хрому (Fe -4,04 %, Cr - 2,75 %). У меншій за обсягом фазі переважають хром (Cr - 53,22 %) і залізо (Fe - 22,93 %); в невеликій кількості присутні нікель (Ni - 7,36 %), титан і вуглець (Ti - 3,83 %, C -12,66 %). В обох фазах крім карбіду титану TiC фіксується карбіду хрому Cr_3C_2. Наведені дані дозволяють зробити висновок, що твердий розчин заміщення ГЦК структури формується на базі решітки нікелю, а у меншій за обсягом фазі з переважаним вмістом хрому і заліза формування високоентропійного твердого розчину заміщення відбувається при взаємному розчиненні хрому і заліза з утворенням ОЦК структури на базі решітки хрому.

Рентгенівський спектр сплаву TiCrFeNiC, отриманого після розмелювання вихідної шихти та гарячого штампування спресованих з неї заготовок представлений переважно рефлексами, що характеризують ГЦК структуру (рис. 2, а). Параметр елементарної решітки ГЦК складає 0,35821 нм. На рентгенограмі сплаву чітко фіксуються також помітно розширені лінії карбіду титану. Параметр кристалічної гратки карбіду титану - 0,43267 нм, що відповідає співвідношенню C/Me = 0,82. Карбід хрому Cr_3C_2 представлений рядом слабких рефлексів, характерних для даного типу граток. В незначній кількості присутні інтерметаліди Cr_2Ti та Fe_2Ti з кубічною та гексагональною структурою відповідно.

Кристалічна структура зразків після гарячого штампування характеризується високою дефектністю твердого розчину на основі фази зі структурою ГЦК: β_{111} = 7,37 мрад, ОКР = 24 нм; β_{311} = 21,79 мрад, $\rho = 9{,}49 \cdot 10^{12}$ см$^{-2}$, мікровикривлення = $21{,}11 \cdot 10^{-2}$. В ході гарячої деформації створюється розвинена субструктура, яка є первинним чинником, що визначає всі інші структурні причини термомеханічного зміцнення сплаву і може сприяти формуванню твердорозчинних структур ВЕС [5, 6].

© М.В. Марич, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Г.М. Молчановська

За результатами числового розкладання максимуму (111) ГЦК фази також показано наявність ліній ОЦК фази слабкої інтенсивності (рис 2, б).

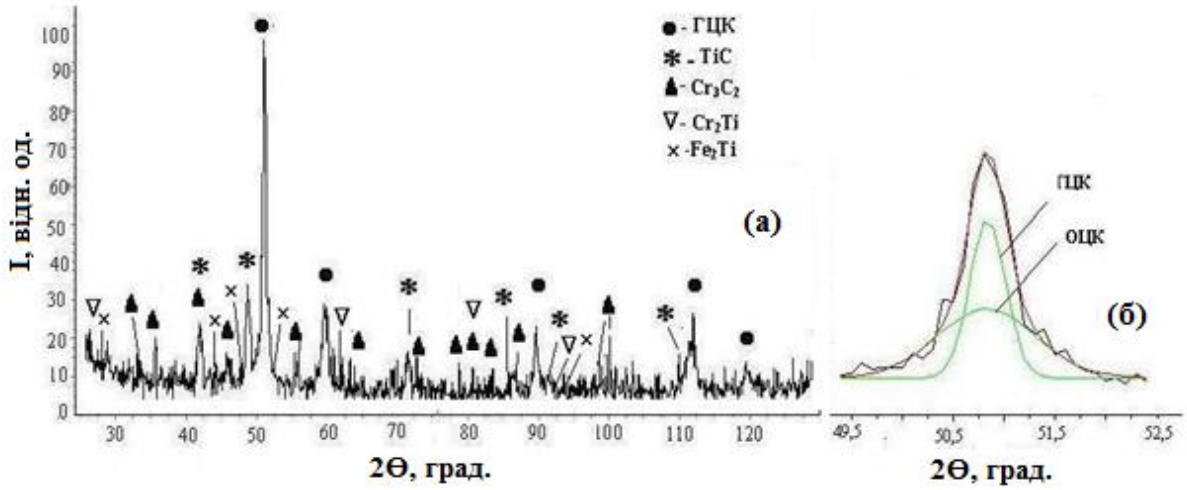


Рис. 2. **Дифрактограма еквіатомного сплаву TiCrFeNiC після розмелу тривалістю та гарячого штампування (а) і результати розкладання ГЦК - рефлексу (111) (б)**

Виконані розрахунки параметрів тонкої структури за максимумами складових фаз свідчать про суттєві недосконалості кристалічної гратки структурних складових ВЕСів.

Сукупність факторів, що впливають на твердість ВЕСів, таких як підвищена твердість карбіду титану з високим вмістом вуглецю, наявність карбіду хрому і зміцнюючих інтерметалідних фаз Cr_2Ti, Fe_2Ti, забезпечили порівняно високу твердість сплаву, що досягала 62 HRC при поруватості зразків близько 1,6 %. При цьому слід вказати, що мікротвердість у фази ОЦК (12,22 ГПа) закономірно вища, ніж у ГЦК (8,18 ГПа).

Відпал гаряче штампованих зразків 1250 °С супроводжується анігіляцією дислокацій, введених при ГШ, і одночасно помітною перебудовою дислокаційної структури. Як видно з рис. 3, на дифрактограмі відпалених зразків з'являються вже самостійні лінії твердого розчину з ОЦК структурою. Це може бути пояснено тим, що в процесі відпалу знижується дефектність даної фази і її лінії стають менш розмитими. Формування ВЕСу TiCrFeNiC відбувається на базі структури ГЦК з параметром 0,35812 нм. Присутні карбіди: TiC з періодом гратки а = 0,43061 нм, що відповідає співвідношенню С/Ме = 0,51; карбід Cr_3C_2, та в невеликій кількості інтерметалід Ni_3Ti. Лінія ОЦК гратки фіксується за кутом відбиття рефлексу (211), параметр а = 0,2892 нм, близький до параметру хрому (a_{Cr} = 0,2872 нм). Параметри тонкої структури ОЦК фази: β_{211} = 19,8 мрад, ρ = 7,86 · 10^{12} $см^{-2}$, мікровикривлення - 18,0·10^{-2}. Отже, поряд з твердим розчином на основі фази з ГЦК структурою в невеликій кількості формується твердий розчин на основі фази зі структурою ОЦК.

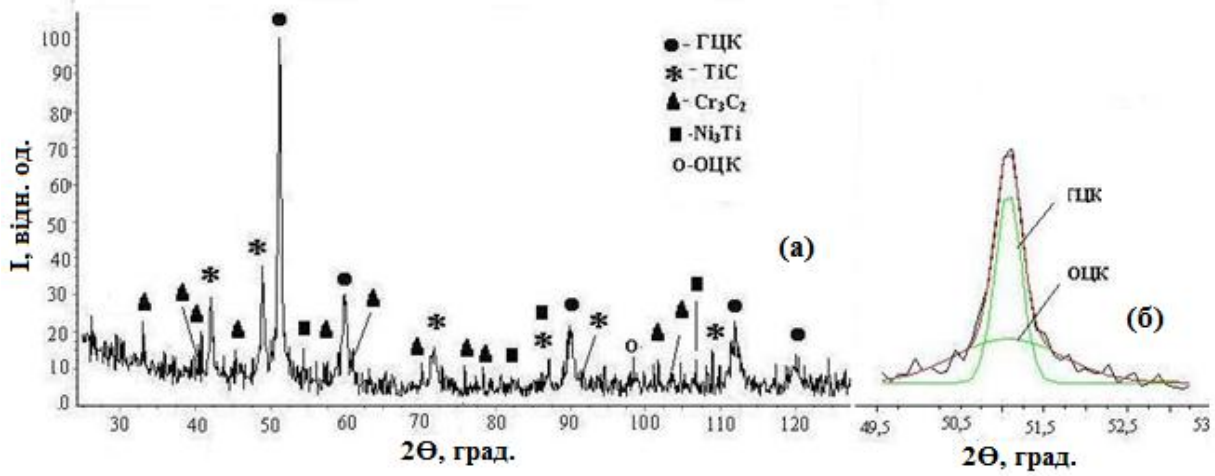


Рис. 3. **Дифрактограма еквіатомного сплаву TiCrFeNiC після розмелювання, гарячого штампування та відпалу при 1250 ^{0}С (а) і результати розкладання ГЦК - рефлексу (111) (б)**

© М.В. Марич, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Г.М. Молчановська

За даними металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів у високоентропійному сплаві TiCrFeNiC після відпалу присутні дві твердорозчинні фази заміщення та дві карбідні фази (рис. 4 та 5). Світла область представляє собою твердий розчин заліза з хромом 1 (Cr – 51,12 % (ат.), Fe – 27,14 %), у якому присутні сірі включення 2 карбіду хрому Cr_3C_2. Більшою за обсягом є темна область, що утворюється на основі гратки нікелю 3 (Ni – 20,90 %) і містить включення карбід титану *4* (Ti – 35,88 %, C – 34,63 %) та незначну частку заліза і хрому (Fe – 5,17 %, Cr – 3,42 %).

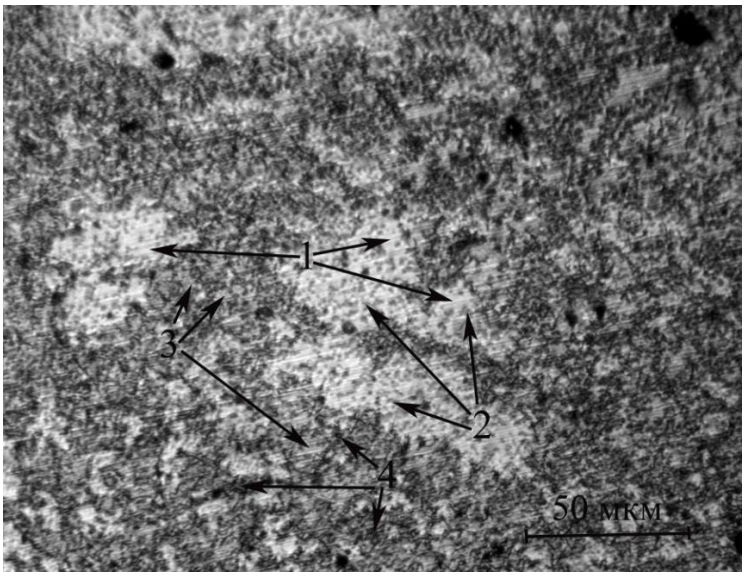


Рис. 4. **Мікроструктура гарячештампованого сплаву TiCrFeNiC після відпалу при 1250 ^{0}C**

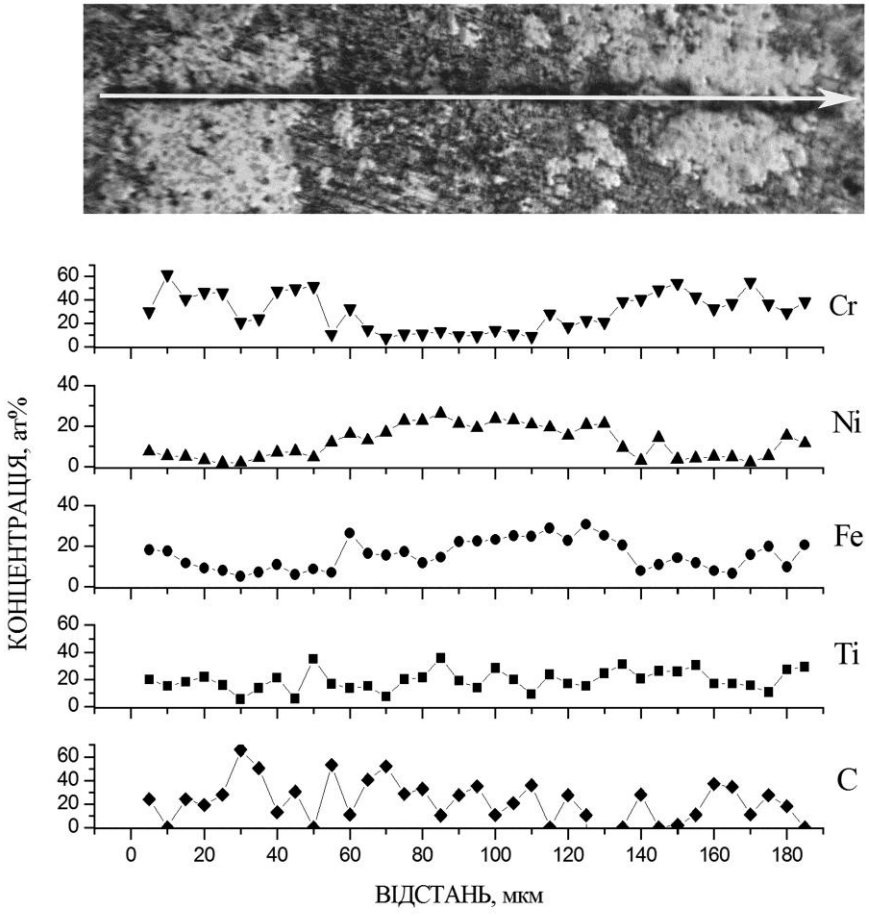


Рис. 5. **Розподіл елементів у фазах сплаву TiCrFeNiC після відпалу при 1250 ^{0}C**

© М.В. Марич, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Г.М. Молчановська

Дані мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 5) підтверджують результати рентгеноструктурного дослідження про формування високоентропійного твердого розчину заміщення зі структурою ОЦК.

На виділених фазах при розкладанні рефлексу (111) твердого розчину на основі фази з ГЦК структурою відзначено подальше зниження дефектності решітки фази на основі структури ГЦК і високий рівень дефектності твердого розчину на основі фази з ОЦК структурою. Твердість сплаву після відпалу дещо знизилася і становить 56 HRC при поруватості зразків на рівні 2,2 %. Мікротвердість ОЦК фази (10,12 ГПа) і ГЦК фази (6,92 ГПа) також знизилася.

Висновки

1. Спікання та гяряче штампування пресовок із механоактивованих сумішей порошків призводить до формування переважно твердого розчину заміщення високоентропійного сплаву ГЦК структури на базі решітки Ni, та твердого розчину заміщення фазі з переважаним вмістом хрому і заліза з утворенням ОЦК структури на базі решітки хрому. Поряд з фазами ГЦК і ОЦК структур фіксуються карбідні фази титану TiC та хрому Cr_3C_2.

2. Кристалічна структура зразків після гарячого штампування характеризується високою дефектністю твердого розчину, ступінь якої знижується після відпалу при 1250 ^{0}C.

Література

1. Фирстов С. А. Твердорастворное упрочнени высокоэнтропийного сплава AlTiVCrNbMo / С. А. Фирстов,Т. Г. Рогуль. Н. А. Крапивка и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – №2. – С. 9–16.

2. Фирстов С. А. Термостабильность сверхтвердых нитридных покрытий на основе многокомпонентного высокоэнтропийного сплава системы TiVZrNbHf / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. И. Даниленко и др. // Порошковая металлургия . – 2013. – № 9/10. – С. 93–102.

3. Senkov O. N. Microstructure and properties of a NbCrMo0.5Ta0.5TiZr alloy refractory / O. N Senkov, C. F. Woodward // Mater. Sci. Eng. – 2011. – Vol. 529. – P. 311–320.

4. Senkov O. N. Refractory high-entropy alloys / O. N Senkov, G. B. Wilks, D. B. Miracl et al. // Intermetallics. – 2010. – Vol. 18. – P. 1758–1765.

5. Guo S., Liu C. T. Phase stability in HEAs: Formation of solid-solution phase or amorphous phase // Progress in Materials Science: Materials International. – 2011. – 21. – P. 433–446.

6. Горбань В. Ф. Влияние деформирования на структуру и механические свойства высокоэнтропийного сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ / В. Ф. Горбань, В. А. Назаренко, Н. И. Даниленко и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – №9. – С. 2–6.

7. Карпец М. В. Механічні властивості та особливості формування фаз у високоентропійних сплавах системи $CrFeNiCuCoAl_x$ / М. В. Карпец, О. М. Мисливченко, О. С. Макаренко и др. // Порошковая металлургия . – 2015. – № 5/6. – С. 118–128.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2019

© М.В. Марич, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Г.М. Молчановська

УДК 621.914.1

В.І. Марчук, І.В. Марчук, С.В. Гринюк, Л.О. Сачковська
Луцький національний технічний університет

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ БЕЗЦЕНТРОВОГО ШЛІФУВАННЯ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ КІЛЕЦЬ РОЛИКОПІДШИПНИКІВ В УМОВАХ СЕРІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

У роботі розглядаються побудова моделі процесу безцентрового шліфування роликопідшипників. Динамічна модель технологічної системи може бути представлена лінійною аперіодичною ланкою, перехідна характеристика якої має експонентний характер, а частотні властивості проявляються в придушенні швидкозмінних складових збуджуючих впливів. При цьому, важливими технологічними параметрами являються коефіцієнти передачі і сталій часу перехідних процесів, чисельно характеризують чутливість і інерційність технологічної системи.

Ключові слова: *модель, шліфування, технологічна система, роликопідшипники, процес.*

В.И. Марчук, И.В. Марчук, С.В. Гринюк, Л.О. Сачковська

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА БЕСЦЕНТРОВОЕ ШЛИФОВАНИЕ РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОЛЕЦ РОЛИКОПОДШИПНИКИ В УСЛОВИЯХ СЕРИЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

В работе рассматриваются построение модели процесса бесцентрового шлифования роликоподшипников. Динамическая модель технологической системы может быть представлена линейной апериодическим звеном, переходная характеристика которой имеет экспоненциальный характер, а частотные свойства проявляются в подавлении быстроменяющихся составляющих возбуждающих воздействий. При этом, важными технологическими параметрами являются коэффициенты передачи и постоянной времени переходных процессов, численно характеризует чувствительность и инерционность технологической системы.

Ключевые слова: *модель, шлифовки, технологическая система, роликоподшипники, процесс*

V.I. Marchuk, I.V. Marchuk, S.V. Grinyuk, L.O. Sachkovsky

MODELING OF THE PROCESS OF THE NON-SENSOR SURFACE OF WORKING SURFACES OF ROLL-CUTTING CARPETS IN SERIOUS PRODUCTION CONDITIONS

The paper considers the construction of a model of the process of centrifugal polishing of roller bearings. A dynamic model of the technological system can be represented by a linear aperiodic link, whose transient characteristic is of an exponential nature, and frequency properties are manifested in suppressing fast-moving components of excitatory influences. In this case, the important technological parameters are the transmission coefficients and the time constant of the transient processes, numerically characterizing the sensitivity and inertia of the technological system.

Keywords: *model, grinding, technological system, roller bearings, process.*

Вступ. Одним із основних завдань технології машинобудування є забезпечення заданої якості деталей при певному виробництві з найменшими витратами. Головним показником якості кілець роликопідшипників є точність поверхонь кочення.[1].

Для забезпечення якості кілець, від якої в значній мірі залежить експлуатаційна надійність роликопідшипників, при обробці на сучасних шліфувальних автоматах необхідно враховувати не тільки досить відомі методи технології машинобудування але і методи теорії автоматичного управління. Ці методи дозволяють ефективно реалізувати управління точністю за принципом зворотного зв'язку на основі приладів активного контролю, в тому числі з кількома інформаційними параметрами, а також врахувати нестаціонарність параметрів процесу шліфування.

Для побудови моделі процесу безцентрового шліфування доцільне використання системного підходу і модульного принципу, що дозволяє розглядати як окремі явища, що проходять в процесі оброблення заготовки, так і їх взаємодію. Використання модулів дає можливість заміни та корегування окремих блоків моделі без суттєвих змін всієї системи керування по мірі накопичення і уточнення інформації, що – до перебігу окремих процесів та явищ [3,4] .

Визначення параметрів технологічного процесу, які необхідно контролювати з метою ефективного управління процесом шліфування є складною задачею, що залежить від вимог як до точності, так і до характеру взаємозв’язків між параметрами процесу шліфування та показниками якості оброблених деталей [2].

На рисунку 1 наведена схема управління точністю та продуктивністю шліфування кілець роликопідшипників для нестаціонарних режимів.

© В.І. Марчук, І.В. Марчук, С.В. Гринюк, Л.О. Сачковська



Рис. 1. **Схема управління точністю та продуктивністю шліфування кілець підшипників**

Проведені дослідження [5,6] показують, що підвищення якості та продуктивності шліфування поверхонь кочення кілець роликопідшипників досягається за допомогою використання комбінованого управління, що включає управління точністю розміру і якістю поверхневого шару, а також управління складовими циклу обробки.

Забезпечення точності розмірів оброблених деталей на шліфувальних автоматах, як випливає з виробничої практики та огляду літературних джерел, реалізується за допомогою застосування засобів активного контролю [2]. Активний контроль виражає загальну тенденцію, властиву сучасним методам теорії управління до автоматизованого технологічного устаткування. Отримана вимірювальна інформація про величину і напрямок зміни розмірів дозволяє оптимізувати технологічний процес і забезпечити заданий рівень якості. Використання активного контролю дозволяє покращити точність обробки шляхом компенсації похибок, обумовлених зносом інструменту, тепловими та силовими деформаціями та іншими факторами. Засоби активного контролю, які реалізують управління за принципом зворотного зв'язку, дозволяють поєднати процеси обробки і вимірювання, виключаючи необхідність періодичних зупинок верстата для контролю розмірів, що різко підвищує продуктивність оброблення. Крім того, застосування активного контролю практично попереджує появу браку і істотно скорочує обсяг наступних контрольних операцій.

Для ефективного забезпечення якості шліфування робочих поверхонь роликопідшипників, крім активного контролю, при зніманні припуску доцільно використовувати такі інформаційні параметри, як швидкість знімання припуску і параметри віброакустичних (ВА) коливань вузла формоутворюючої підсистеми в процесі

різання. Зазначені параметри слід використовувати для створення додаткових зворотних зв' язків.

Кожен додатковий інформаційний параметр через контур зворотного зв'язку вносить свої корективи в вихідну програму обробки, впливаючи або на швидкість подачі, або на час виконання тієї чи іншої операції, або на структуру циклу обробки, що і дозволяє керувати якістю і продуктивністю шліфування кілець [10].

Функціональна схема системи автоматичного управління шліфуванням кілець на безцентрово-шліфувальному автоматі SASL 5D, що запропонована в роботі [7]. Наведена на рисунку 2. система адаптивного керування передбачає використання наступних інформаційних параметрів:

- величина припуску на обробленні, D;
- швидкість знімання припуску V_D;
- частота f та амплітуда A віброакустичних коливань процесу різання.

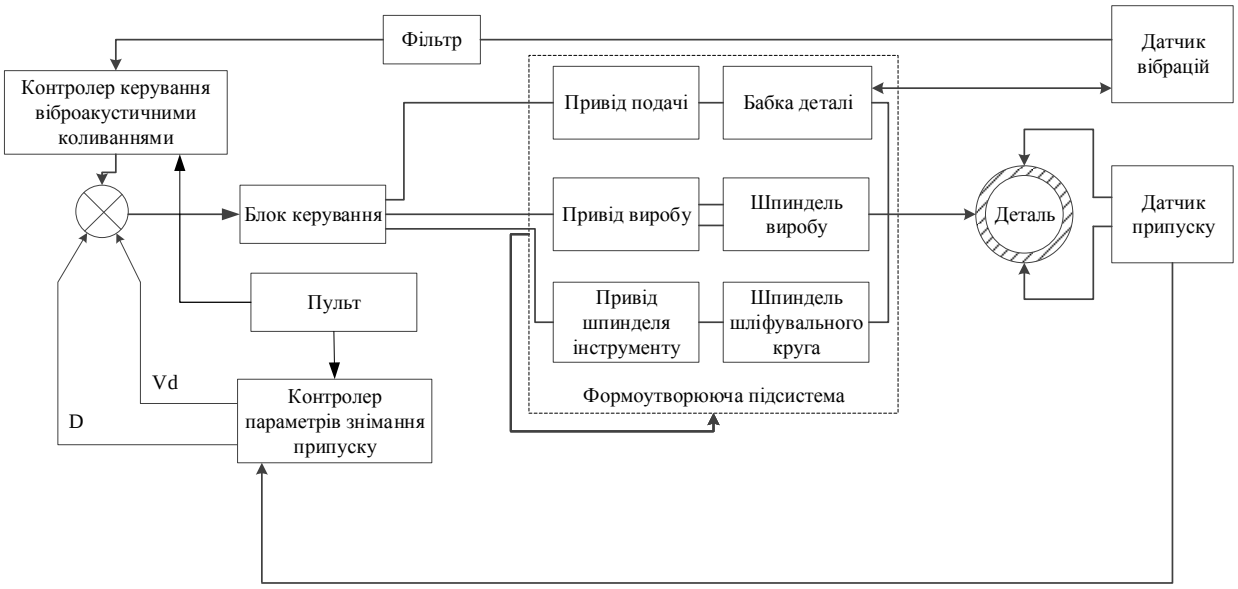


Рис. 2. **Функціональна схема системи управління шліфуванням з додатковими інформаційними параметрами**

Виклад основного матеріалу. Відомо, що в першому наближенні динамічна модель технологічної системи може бути представлена лінійною аперіодичною ланкою, перехідна характеристика якої має експонентний характер, а частотні властивості проявляються в придушенні швидкозмінних складових збуджуючих впливів. При цьому, важливими технологічними параметрами являються коефіцієнти передачі і часові етапи перехідних процесів, які чисельно характеризують чутливість і інерційність технологічної системи [10].

Математична модель зняття припуску в перехідних режимах обробки для технологічної системи, представленої лінійною аперіодичною ланкою в найбільш загальному вигляді наведена в роботі [9]:

$$V = V_S \cdot \left(1 - e^{-\frac{k_V}{k_S}\cdot\tau_S}\right) \cdot e^{-\frac{k_V}{k_S}\tau_B} \quad (1)$$

$$D = V_S \cdot \tau_S - V_S \cdot \frac{k_S}{k_V}\left(1 - e^{-\frac{k_V}{k_S}\cdot\tau_S}\right) \cdot e^{-\frac{k_V}{k_S}\cdot\tau_B} \quad (2)$$

де

V – поточна швидкість знімання припуску (мм/с);

V_S – швидкість подачі (мм/с);

τ_B – час вихожування(поточний) (с);

© В.І. Марчук, І.В. Марчук, С.В. Гринюк, Л.О. Сачковська

τ_S – час подачі (с);

D –знятий припуск (мм);

k_S – жорсткість технологічної системи (мм/Н);

k_V – ріжуча здатність шліфувального круга (мм/с*Н).

В свою чергу:

$$k_S = \frac{\Delta y}{\Delta Py}$$

де

ΔPy – приріст радіальної сили різання;

Δy – переміщення ріжучої крайки круга під дією радіальної сили ΔPy.

$$k_V = \frac{\Delta V}{\Delta Py}$$

де

ΔV_D– приріст швидкості знімання припуску під дією приросту радіальної сили ΔPy.

Для розширення області застосування моделі необхідно врахувати ефект збільшення жорсткості ТС із збільшенням сили різання, а також збільшення ріжучої здатності круга зі збільшенням швидкості знімання припуску.

Так, величина пружної деформації технологічної системи [11]:

$$y = k_s \cdot P_y^{\alpha}, \text{мм}$$

де P_y, Н - нормальна складова сили різання;

k_s мм/Н - жорсткість технологічної системи;

$\alpha < 1$ - показник степеня.

У свою чергу, нормальна складова сили різання:

$$P_y = k_v \cdot V^{\beta}$$

де V, мм/с - швидкість знімання припуску;

k_v, мм/с*Н - ріжуча здатність круга;

$\beta < 1$ - показник степеня.

Для побудови математичної моделі шліфування в нестастаціонарному режимі необхідно також визначити залежності або встановити обмеження, що пов'язані з нерівномірністю припуску.

Сила різання є степеневою функцією глибини шліфування і одночасно залежить від ширини шліфування, тобто. від нерівномірності припуску в поздовжньому перетині деталі. Передбачається також, що амплітуда ВА коливань, які генеруються різанням, пропорційна ширині шліфування, а амплітуда обвідної сигналу датчика поточного припуску пропорційна нерівномірності припуску в поперечному перерізі деталі. Модель передбачає обмеження мінімального значення амплітуди ВА коливань і максимальної амплітуди обвідної сигналу датчика поточного припуску.

Модель технологічної системи представлена у вигляді послідовності експонціальних функцій з різними сталими часу, що залежать від миттєвих значень ріжучої здатності шліфувального круга і жорсткості технологічної системи, при цьому мінливість припуску є обмеженням застосування моделі і контролюється за амплітудою ВА коливань і за амплітудою обвідної сигналу датчика поточного припуску.

Модель дозволяє розрахувати параметри перехідних режимів обробки, що виникають при включенні і виключенні поперечної подачі, і їх нестаціонарність, тобто залежність від умов обробки кожної деталі.

Виходячи з того, що сила різання P_y врівноважується пружною системою верстата, запишемо:

$$k_v \cdot V^{\beta} = -\left(\frac{y}{k_s}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (3)$$

або в диференціальній формі:

$$k_y \cdot \left(\frac{dy}{d\tau}\right)^{\beta} + \left(\frac{y}{k_s}\right)^{\frac{1}{n}} = 0, \quad (4)$$

© В.І. Марчук, І.В. Марчук, С.В. Гринюк, Л.О. Сачковська

Рівняння (4) має розв'язок в загальному вигляді, однак коефіцієнти і показники, що входять до рівняння, можуть змінюватися в великих інтервалах, а їх експерементальне визначення в виробничих умовах ускладнене, тому пропонується наступна експериментально - аналітична модель.

Для окремого досить малого інтервалу перехідного процесу покладемо:.$k_s = const$, $k_v = const$ Припустимо, також, що $\alpha = \beta = 1$. Тоді, для шліфування за рахунок накопиченого в ТС пружного натягу:

$$k_v V = -\frac{y}{k_s} \tag{5}$$

або в диференціальній формі:

$$k_v \frac{dt}{d\tau} + \frac{y}{k_s} = 0. \tag{6}$$

Звідси, швидкість зміни пружної деформації V_y:

$$V_y = V_b \cdot exp\left(-\frac{k_v}{k_s} \cdot \tau_b\right) \tag{7}$$

де V_b - швидкість знімання припуску на початок виходжування.

Величина пружної деформації:

$$y = \int V_b \cdot exp\left(-\frac{k_v}{k_s} \cdot \tau_b\right) d\tau = V_b \cdot \frac{k_s}{k_v} \cdot exp\left(-\frac{k_v}{k_s} \cdot \tau_b\right) \tag{8}$$

Поточна величина припуску при виходжуванні:

$$D = D_b - \int V \cdot d\tau = D_b - \int V_b \cdot exp\left(-\frac{k_v}{k_s} \cdot \tau\right) d\tau = D_0 - V_b \cdot \frac{k_s}{k_v} \cdot exp\left(-\frac{k_v}{k_s} \cdot \tau\right) \tag{9}$$

де D, D_b - поточний і початковий припуск виходжування.

Вирази (5 - 9) справедливі для окремих, досить коротких інтервалів часу, коли припущення про сталість k_s, k_v - правильне. Уявімо реальний перехідний процес як ряд ділянок експонент, для яких $\frac{k_s}{k_v} = f(V, \Delta D)$, де $\Delta D = D_0 - D$ - припуск, знятий за час шліфування. Оскільки k_s, k_v явно залежать від умов шліфування, розглянемо спосіб їх експерементального визначення. Відзначимо, що в виразах (5 – 9) k_s, k_v беруть участь в вигляді співвідношення $\frac{k_v}{k_s}$. Позначимо $k_p = \frac{k_s}{k_v}$

Ця величина має розмірність часу. За виразом (8) для $\tau \to \infty$:

$$y = V_b \cdot k_s, k_p = \frac{y}{V_b}$$

причому величина швидкості зняття припуску V_b може бути прийнята рівною подачі V_s , яка відома, а величина пружною деформації y може бути визначена як припуск, що знімається при досить тривалому виходжуванні (відраховується за шкалою приладу активного контролю). Варіюючи швидкість подачі V_s і знімання припуску ΔD, отримаємо масив даних для визначення функціональної залежності:

$$k_p = f(V_s, \Delta D) \tag{10}$$

Функціональна залежність сталої часу ділянки перехідного процесу від швидкості знімання припуску представимо у вигляді:

$$k_p = k_{p0} \cdot (1 + a \cdot \Delta D)/(1 + b \cdot V^{\alpha}) \tag{11}$$

де k_{p0} - стала часу при нульовій швидкості знімання припуску.

На підставі рівнянь 7 - 11 складемо набір рівнянь для опису однієї короткотривалої ділянки нестаціонарного процесу.

Для інтервалу часу $(\tau_{ik} - \tau_{in})$ запишемо:

$$V_{ik} = V_s - (V_s - V_{in}) \cdot exp\left(-\frac{\tau_{ik} - \tau_{in}}{k_p}\right); \tag{12}$$

$$k_p = k_{p0} \cdot \frac{(1 + a \cdot \Delta D)}{(1 + b \cdot V^{\alpha})},$$

$$Y = V \cdot k_p, \tag{13}$$

$$D = D_0 - V_s \cdot \tau_s + Y \ . \tag{14}$$

© В.І. Марчук, І.В. Марчук, С.В. Гринюк, Л.О. Сачковська

З огляду на те, що енергія, яка витрачається на утримання пружно деформованого стану технологічної системи і енергія витрачена на теплоутворення в зоні різання тісно пов'язані, для запобігання термічних дефектів оброблюваної поверхності умову переходу від шліфування з подачею до виходжування запишемо:

$$D_b = Y - Y_{\text{пр.}} \quad (15)$$

де D_b - припуск на виходжування,

$Y_{\text{пр.}}$ - пружна деформація технологічної системи до моменту припинення оброблення (відведення круга).

Умова (15) сприяє також стабілізації швидкості знімання припуску в кінці обробки, що в свою чергу стабілізує розмірну точність і шорсткість оброблених поверхонь.

Висновок. Рівняння 11 - 14 можуть використовуватися для чисельного моделювання різних циклів шліфування при розробці технологічних процесів, а також для формування аналогових або цифрових моделей технологічних систем в засобах автоматизації, керуючих розподілом режимів шліфування по припуску на обробку.

Викладенні елементи методики моделювання процесу шліфування використанні при розробці системи технологічної підготовки шліфувальних операцій, а також для розроблення алгоритма функціонування адаптивної системи керування шліфуванням.

Інформаційні джерела:

1. Бродский Б.М., Черневский А.Л., Алферов А.И. Совершенствование технологии финишной обработки колец подшипников: Обзор. - М.: ЦНИИ-ТЭИавтопром, 1990. - 66 с.

2.Воронцов Л.Н., Корндорф СФ. Приборы автоматического контроля размеров в машиностроении. - М.: Машиностроение, 1988. - 280 с.

3.Марчук В.И. Вплив технологічних чинників на експлуатаційні характеристики роликопідшипників // Наукові нотатки: Міжвузівський збірник (за напрямом “Інженерна механіка”) – Луцьк: ЛДТУ, 2003. Вип. 12. – С. 179-184.

4.Марчук В.И., Назарук А.Я. Имитационное моделирование объектов механосборочного производства с помощью ЭВМ // Физические и компьютерные технологии в народном хозяйстве. Труды 4-й Международной научно-технической конференции, 23-24 октября 2001.- Харьков: ХНПК «ФЭД», 206,001 г. – С.197-204

5.Марчук В.І., Денисюк В.Ю. Моделювання зв’язків багато-інструментальних технологічних систем // Прогрессивные технологии в машиностроении /Технология – 2000 /: Материалы 15-й ежегодной международной научно-технической конференции, 18-20 апреля 2000г., г. Одесса. – Киев: АТМ Украины, 2000. – С. 155 – 156.

6.Марчук В.І. Модульно-функціональний синтез механоскладальних систем з позицій уніфікації // Новые технологии в машино- приборостроении и на транспорте: Материалы междунар. науч.-техн. конф., 10-14 сент. 2001.- Севастополь: Изд-во СевГТУ, 2001.-352 с.

7.Марчук В.І., Марчук С.В., Раванець Л.М. Моделювання динамічних процесів операцій безцентрового шліфування поверхонь обертання // Інформаційні технології в освіті, науці і виробництві. Випуск 1(2): зб. наукових праць – О.: АО Бахва, 2013 – с.154 – 160.

8.Новоселов Ю.К. Динамика формообразования поверхностей при абразивной обработке. – Издательство Саратовского университета, 1979. – 232 с.

9.Тверской М.М. Автоматическое управление режимами обработки деталей на станках. - М.: Машиностроение, 1982. - 208 с.

10. Тверской М.М., Терехин В.Н., Манохин Ю.И Повышение эффективности технологических операций путем оптимального управления режимами резания // Автоматизация технологических процессов в машиностроении: Сб.ст. - Свердловск: УПИ, 1978. - С. 75-78.

11. Якимов О.В., Новиков Ф.В. Високопродуктивне шліфування. – К.: ІНТМ, 1995. – 180с.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© В.І. Марчук, І.В. Марчук, С.В. Гринюк, Л.О. Сачковська

УДК 677.11-037.1.004.14

М.Д. Мельничук, О.А. Андрушко, С.Л. Куцик, М.І. Потейчук
Луцький національний технічний університет

ВПЛИВ СТУПЕНЯ НАПОВНЕННЯ МІКРОКРИСТАЛІЧНОЮ ЦЕЛЮЛОЗОЮ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТУ

Відповідно до підходів до сталого розвитку у світі існують тенденції до збереження відновлюваних ресурсів або тих, що мають тривалий час відновлення. Це дослідження спрямоване на розробку нових композитних матеріалів на основі поновлюваних ресурсів. Розроблено методику отримання волокон мікрокристалічної целюлози з рослинної сировини. У статті наведені результати дослідження механічних характеристик полімерного композиту, армованого волокнами мікрокристалічної целюлози. Досліджено вплив ступеня наповнення МКЦ поліефірної матриці на ударну в'язкість. Встановлено взаємозв'язок між мікроструктурою та властивостями полімерного композиту.

Ключові слова:*мікрокристалічна целюлоза, волокно, полімеркомпозит, механічні характеристики.*

Н.Д. Мельничук, О.А. Андрушко, С.Л. Куцык, М. І. Потейчук
Луцкий национальный технический университет

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ НАПОЛНЕНИЯ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ЦЕЛЛЮЛОЗОЙ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТА

Согласно подходов к устойчивому развитию в мире существуют тенденции к сохранению возобновляемых ресурсов или имеющих длительное время восстановления. Это исследование направлено на разработку новых композитных материалов на основе возобновляемых ресурсов. Разработана методика получения волокон микрокристаллической целлюлозы с растительного сырья. В статье приведены результаты исследования механических характеристик полимерного композита, армированного волокнами микрокристаллической целлюлозы. Исследовано влияние степени наполнения МКЦ полиэфирной матрицы на ударную вязкость. Установлена взаимосвязь между микроструктурой и свойствами полимерного композита.

Ключевые слова: *микрокристаллическая целлюлоза, волокно, полимеркомпозит, механические характеристики.*

M. Melnychuk, O. Andrushko, S. Kutsyk, M. Poteichuk
Lutsk National Technical universytet

INFLUENCE OF THE AMOUNT OF FILLING MICROCRYSTALLINE CELLULOSE ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE COMPOSITE

According to the approaches to sustainable development, there are tendencies in the world to preserve renewable resources or those that have a long recovery time. This research is aimed at developing new composite materials based on renewable resources. The method of obtaining fibers of microcrystalline cellulose from plant material was developed. The results of research of mechanical characteristics of polymeric composite reinforced with fibers of microcrystalline cellulose are presented in the article. The influence of the degree of filling of the MCC of the polyester matrix on the impact strength is studied. The relationship between the microstructure and the properties of the polymer composite has been established.

Key words:*microcrystalline cellulose, fiber, polymer composite, mechanical properties*

Постановка проблеми.

Швидко зменшуються глобальні нафтові ресурси разом зі зростанням екологічних проблем. Людству необхідно шукати альтернативу невідновлювальним ресурсам для заміни полімерів на нові «зелені» пластики, які будуть в процесі виготовлення, експлуатації та утилізації створювати менший тиск на навколишнє середовище [1]. Останнім часом значно зросла кількість досліджень нових перспективних матеріалів на основі природних полімерів, зокрема целюлози, що пов'язано з економічною та екологічною необхідністю заміни природних вичерпних джерел вуглеводів (нафти, кам'яного вугілля) на відновлювальну рослинну сировину.

Одним із перспективних природних компонентів є мікрокристалічна целюлоза (МКЦ), яка має високий вміст упорядкованої частини целюлози з кристалографічною орієнтацією макромолекул, максимальний ступінь кристалічності, високу щільність і питому поверхню [2]. Основною сировиною для одержання мікрокристалічної целюлози залишається високоякісна целюлоза із деревини. Для країн, які не мають вільних запасів деревини, як джерело волокон для одержання МКЦ може розглядатися недеревна рослинна сировина, зокрема луб'яні культури, які мають більш однорідні довгі клітини – волокна льону, конопель, кенафу [4]. Рослинна сировина має період поновлення менше 180 днів, а певні складові, зокрема треста конопляна є відходом виробництва, що робить її перспективним джерелом для отримання армуючого для композитних матеріалів.

© М.Д. Мельничук, О.А. Андрушко, С.Л. Куцик, М.І. Потейчук

Аналіз останніх досліджень та публікацій. В ході досліджень було проаналізовано наукові статті N. Izzati Zulkifli, N. Samat (Малайзія) [3], G. Suardana, Yingjun Piao (Південна Корея) [4], Amir Etaati, Selvan Pather (Австралія) [5] L. Mott та M. Hughes (США)[6].Багато дослідників вивчали композити на основі різних природних волокон. Як свідчать результати досліджень у порівнянні з синтетичними волокнами, використання в композитах натуральних волокон має ряд переваг: густина, відновлюваність, здатність до біологічного розкладання, екологічність нижча вартість[1-5]. Деякі дослідження показують, що природні волокна мають потенціал для заміни скловолокон в полімерних композиційних матеріалах [3]. Вони вже знайшли застосування в будівництві, автомобілебудуванні та виробництві матеріалів упаковки. Волокна технічної коноплі є недорогими і мають хороші механічні властивості в порівнянні з іншими натуральними волокнами.

Ключові проблеми у виготовленні полімер композитів пов'язані з необробленими природними армуючими волокнами, що зумовлені поганою міжфазною адгезію між волокнами целюлози і матрицею, обмеженою термічною стабільністю композитів і поганим розподілом волокон і дисперсією в межах композитів 4].

Постановка завдань.

Таким чином, метою даного дослідження є розробка методики отримання мікрокристалічної целюлози з рослинної сировини, а саме: волокон технічної коноплі, трести конопляної, та льону. Дослідження механічних характеристик композитного матеріалу на основі мікрокристалічної целюлози та поліефірної смоли, а також аналіз морфології зламу та характеру руйнування матеріалу.

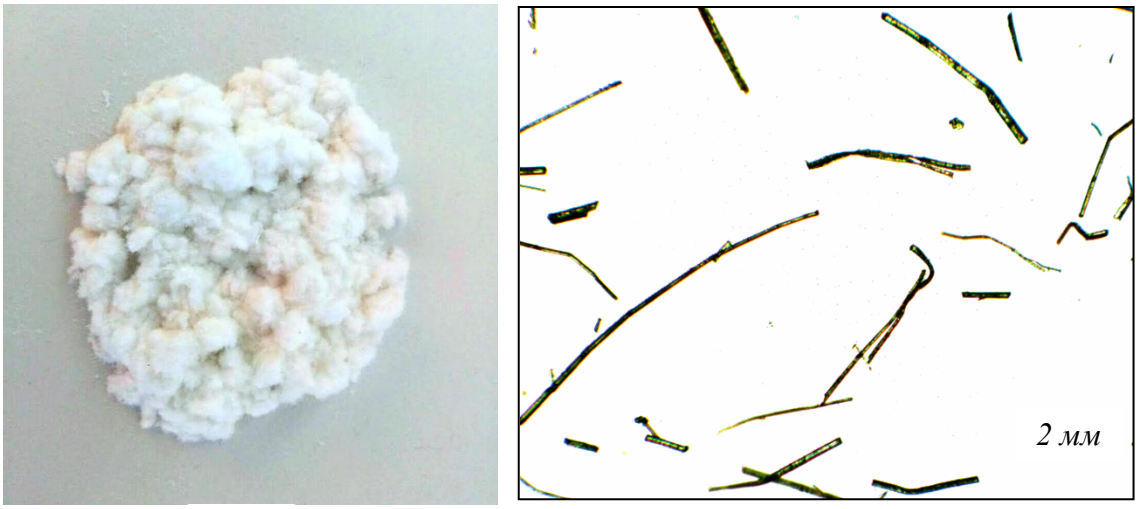
Виклад основного матеріалу дослідження.

Для одержання мікрокристалічної целюлози у роботі досліджувалися волокна конопель, волокна льону та треста конопляна. Сировина мала наступний хімічний склад: вміст целюлози – 42,1 … 46,2 % / ; лігніну – 13,0…17,0 %; смоли, жири, воски – до 1,4 %; геміцелюлоза– 18,0…20,2 %; зола – 1,44 %; сульфатна зола – 1,63 % від маси абсолютно сухої сировини (а.с.с). В середньому вміст целюлози незначно на 2-3 % був нижчим ніж у волокнах. Волокна і тресту подрібнювали до розмірів 3...5 мм і зберігались в ексикаторах для підтримання постійної вологості та хімічного складу. Кількість костриці у волокнах конопель не перевищувала 5 %. Для зниження вмісту мінеральних речовин проводили попередню екстракцію подрібнених волокон конопель розчинами КОН 5% концентрації. Для цього наважки подрібнених волокон поміщали в термостійкі конічні колби, додавали розчин необхідної концентрації і з'єднували колби зі зворотними холодильниками. Для забезпечення температури процесу 95±2 °С колби встановлювали на водяних банях. Екстракцію лугом проводили протягом 30…240 хв., за концентрації розчину КОН 5 % та гідромодуля 10:1. Після закінчення обробки ВНФ промили дистильованою водою до нейтрального середовища, висушували на повітрі і визначили показники якості за стандартними методиками [6]. На другій стадії обробки конопляних ВНФ проводили процес варіння целюлози сумішшю мурашиної кислоти і H_2O_2 у співвідношеннях 50:50 об'ємних % за гідромодуля 10:1, температури 100 °С впродовж

60…210 хв. Процес варіння проводили у термостійких конічних колбах, встановлених на водяній бані і з'єднаних зі зворотними холодильниками. Після закінчення варіння целюлозу промили дистильованою водою до нейтральної реакції, висушували на повітрі та визначили показники якості. Хелатування одержаної целюлози проводили розчином трилону Б концентрацією 10 г/л з витратами 10 % від маси а.с.с. впродовж 30 хв. за умов, які взяті на основі проведених попередніх досліджень [6]. Для зниження залишкового вмісту мінеральних речовин і ступеня полімеризації конопляної МКЦ проводили гідроліз целюлози розчинами у співвідношенні 50:50 протягом 120 хв. За гідромодуля 10:1 та температури 95±2 °С. Процес гідролізу проводили у термостійких конічних колбах, встановлених на водяній бані і з'єднаних зі зворотними холодильниками. Після закінчення гідролізу МКЦ промили дистильованою водою до нейтральної реакції, висушували на повітрі рисунок 1 та визначили показники якості за стандартними методиками [6].

В даній роботі було проведено ряд досліджень для встановлення залежностей між складом та механічними властивостями композиту армованого волокнами целюлози, як в'яжуче використано поліефірну смолу марки CRYSTIC. Композити наповнені волокнами МКЦ хаотично. Вміст волокон варіювали від 5 до 30 мас.ч %. Зразки під час формування піддавали сушінню за температур від 100 до 180 °С

© М.Д. Мельничук, О.А. Андрушко, С.Л. Куцик, М.І. Потейчук



a) b)

Рис. 1 **Загальний вигляд волокон целюлози (а), збільшення х40 (b)**

Ударну в'язкістьвизначали за методом Шарпі згідно ГОСТ 4647 за температури +20 °С. Результати дослідження на ударну в'язкість представлені на рисунку 2. Взірці виготовляли без волокон та з волокнами, які розміщені хаотично в матриці полімеру.

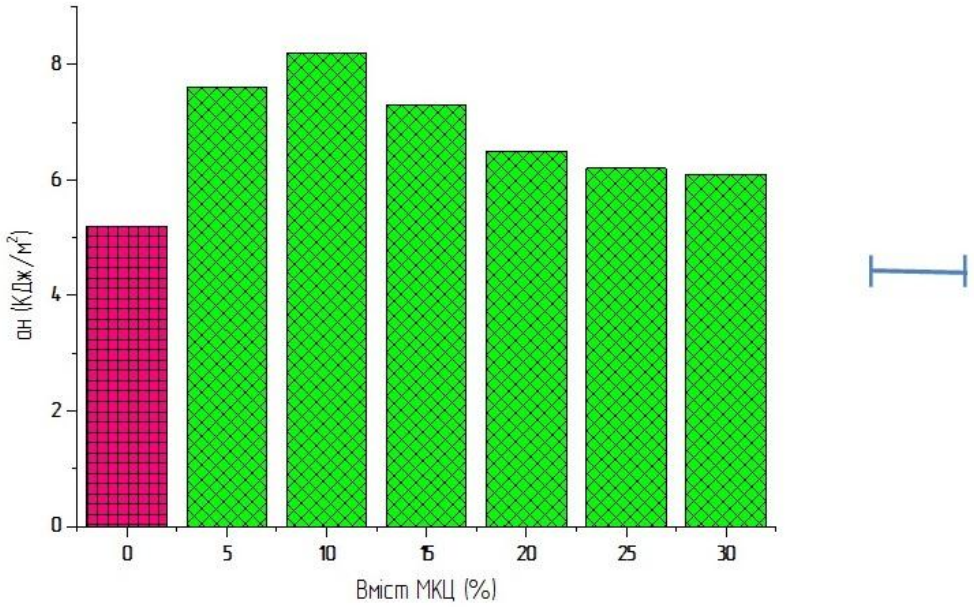


Рис. 2 **Залежність ударної в'язкості від ступеня наповнення армуючого волокна МКЦ**

Отриманий результат можна пояснити тим, що включення волокон МСЦ сприяють в поглинанню енергії під час ударного навантаження, особливо за низького вмісту волокон до 10 мас. ч. %, фактичний приріст становить близько 30% порівняно з матрицею не армованою. Далі спостерігається зниження ударної в'язкості після 20% мас.ч. Можна зробити припущення, що велика кількість доданих волокон МКЦ призводить до утворення більшої кількості пор внаслідок явищ агломерації і поганої дисперсії волокон. Відповідно, підвищується концентрація напружень і швидкість поширення тріщини більш значна у цих композитах. [5].

Проте ударостійкість у композитних зразках з високим ступенем наповнення все ще вища, ніж у поліефірної матриці. Очевидно, що ударна міцність залежить від матеріалу матриці, кількість вмісту МКЦ та міжфазної адгезії. Згідно отриманих результатів можна стверджувати, що за невисокого ступеня наповнення під час розвитку тріщини енергія удару поглинається

переважно матрицею. Тому, якщо міжфазна адгезія хороша, поглинена енергія передається ефективно від матриці до волокон МКЦ. Як наслідок поширення тріщини гальмується і це призводить до високої ударної в'язкості або навпаки. З іншого боку, за високого ступеня наповнення МСС, оскільки здатність матриці для поглинання енергії низька внаслідок низького видовження знижується ударна в’язкість.

Поверхні руйнування композитних зразків досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопа JEOL-JSM 5600 (FESEM) з напругою прискорення10 кВ. Перед аналізом з метою усунення електронних зарядних ефектів поверхні зразків були покриті платиною.

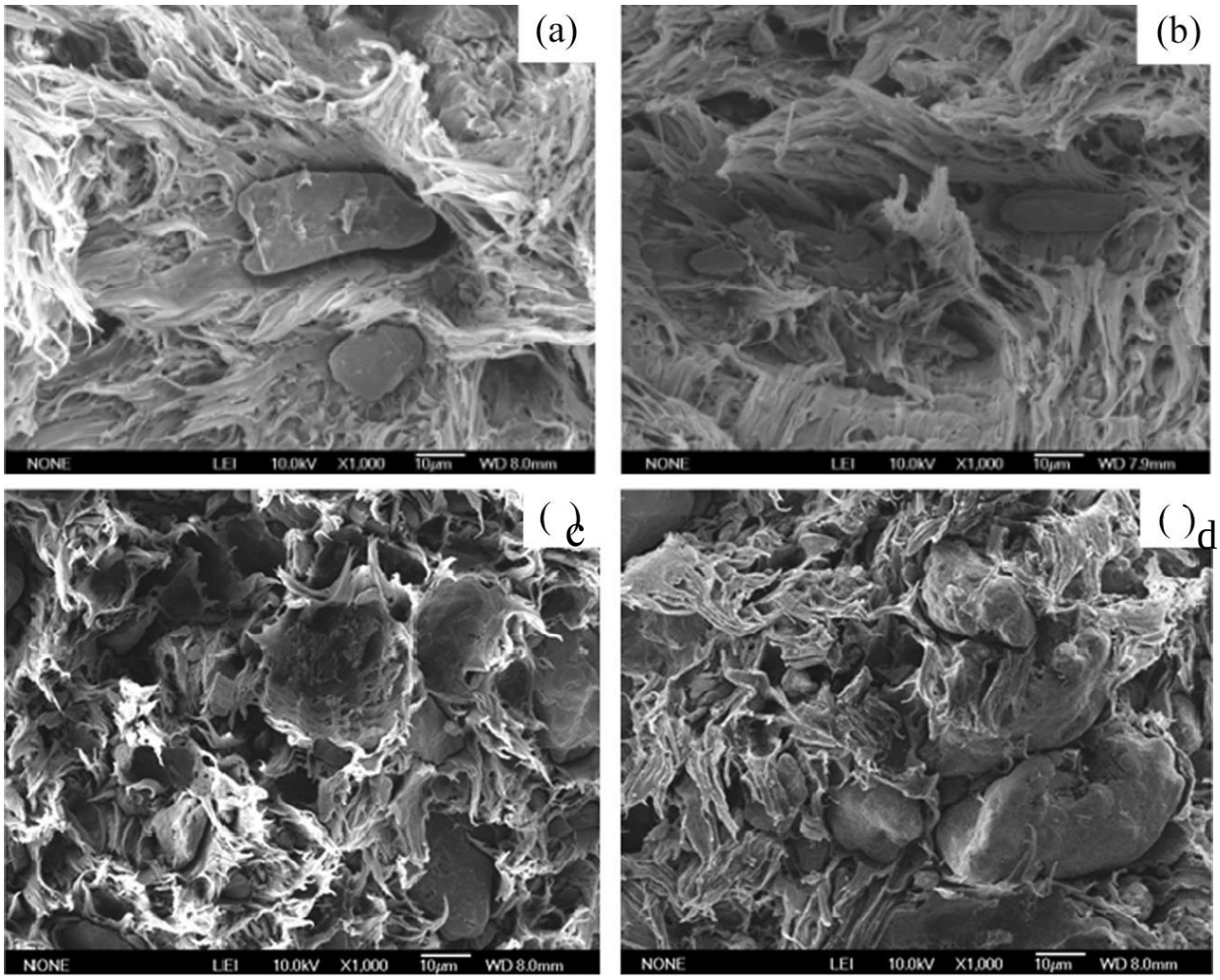


Рис. 4 **Мікроструктури поверхонь руйнування момпозиту наповненого МКЦ : a - 5 % мас.ч.; b - 10 % мас.ч.; c - 25 % мас.ч.; d - 30 % мас.ч.**

Мікрофотографії FESEM поверхонь ударного руйнування композитів представлені на рис. 4, як видно за малого наповнення поверхні зламу практично не відрізняються. Для композитів зображених на рис. 4 (c, d) характерні погані міжфазні адгезійні властивості, а також включають утворення великих пустот і висмикування волокна з матриці,практично мало залежить від ступеня наповнення МКЦ (від 5% мас. До 30% мас.). Однак є одна особливість, яка відрізняє поверхню руйнування в низько та високо наповнених композитах, утворення волокнистих структур зменшується зі збільшенням кількості волокна МКЦ. Отже результати свідчать, що для підвищення міжфазної адгезії на поверхні взаємодії волокно-матриця необхідно застосовувати додаткову обробку волокон. Також, ці спостереження підтверджують нашу попередню гіпотезу про те, що за більших ступенів наповнення зростає кількість концентраторів напруження.

Висновки. У роботі було розроблено методику отримання волокон мікрокристалічної целюлози з луб’яних рослин, вивчено вплив ступеня наповнення МКЦ на ударну в’язкість полімеркомпозиту.

© М.Д. Мельничук, О.А. Андрушко, С.Л. Куцик, М.І. Потейчук

Було встановлено, що збільшення наповнення волокнами МКЦ призводить до погіршення механічних властивостей композитів. Зниження цих властивостей може бути пов'язане з агломерацією волокон МКЦ та міжфазною адгезією .

Композити демонстрували два механізми руйнування: пластичні та квазі-крихкі. Поведінка сильно залежить від кількості наповнювача і адгезійної міцності компонентів. Обидва фактори ініціюють такі ефекти: формування провалів, утворення порожнин та висмикування волокна. Очевидно, що хороша адгезія між волокнами і матрицею дозволить отримати більше ефективну передача енергії і сприятиме підвищенню властивостей композиту. Відповідно необхідно провести дослідження впливу агентів на покращення міжфазної адгезії.

Список використаних джерел:

1. N. Izzati Zulkifli , N. Samat , H. Anuar, N. Zainuddin. Mechanical properties and failure modes of recycled polypropylene/microcrystalline cellulose compositesMaterials and Design №69, p. 114-123, 2015
2. N.P.G. Suardana, Yingjun Piao, Jae Kyoo Lim. Mechanical properties of hemp fibers and hemp/PP composites effects of chemical surface treatment / Materials Physics and Mechanics №11, p. 3-9, 2011.
3. A. Etaati, S. Pather, M. Rahman. Ground Hemp Fibers as Filler/Reinforcement for Thermoplastic Biocomposites/ Hindawi Publishing Corporation Advances in Materials Science and Engineering №1. p. 24-35, 2015.
4. Z.-Y. Sun, H.-S. Han, and G.-C. Dai, "Mechanical properties of injection-molded natural fiber-reinforced polypropylene composites: formulation and compounding processes," Journal of Reinforced Plastics and Composites, vol. 29, no. 5, p. 637–650. 2010.
5. Karmarkar A, Chauhan SS, Modak JM, Chanda M. Mechanical properties ofwood – fiber reinforced polypropylene composites: effect of a novelcompatibilizer with isocyanate functional group. Composites Part A, 38: p.227–233.2007
6. J. Holbery, D. Houston. Natural-fiber-reinforced polymer composites in automotive applications. Journal of the Minerals, Metals and Materials Society. Vol. 58, No. 11, pp 80-86, 2006.
7. Z. L. Yan, H. Wang, K. T. Lau et al., "Reinforcement of polypropylene with hemp fibres," Composites Part B: Engineering, vol. 46, pp. 221–226, 2013.

Рецензенти:
Шваб'юк Василь Іванович, доктор технічних наук, професор Луцький НТУ
Дядюра Констянтин Олександрович, доктор технічних наук, проф. завідувач кафедри прикладного матеріалознавства ТКМ, СДУ

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© М.Д. Мельничук, О.А. Андрушко, С.Л. Куцик, М.І. Потейчук

УДК 621.762

А.О. Михайлов[1], О.В. Михайлов[2], Е.В. Штефан[1]
Национальный институт пищевых технологий [1],
Институт проблем материаловедения НАН Украины [2]

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ВТУЛОК С ВНУТРЕННИМ ФЛАНЦЕМ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ПОРИСТЫХ ЗАГОТОВОК

Проведено моделирование процесса получения втулок с внутренним фланцем методом радиального выдавливания пористых заготовок. Рассмотрено влияние формы заготовки. Установлено, что процесс радиального выдавливания протекает в несколько этапов. На заключительном этапе происходит выравнивание плотности по объему изделия, при этом распределение величины накопленной пластической деформации существенно неравномерно. Дополнительное радиальное течение материала на начальном этапе выдавливания позволяет повысить величину накопленной пластической деформации и увеличить равномерность ее распределения.

***Ключевые слова**: радиальное выдавливание, пористая заготовка, втулка, внутренний фланец*

А.О. Михайлов, О.В. Михайлов, Є.В. Штефан

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ВТУЛОК З ВНУТРІШНІМ ФЛАНЦЕМ МЕТОДОМ РАДІАЛЬНОГО ВИДАВЛЮВАННЯ ПОРИСТИХ ЗАГОТОВОК

Проведено моделювання процесу отримання втулок із внутрішнім фланцем методом радіального видавлювання пористих заготовок. Розглянуто вплив форми заготовки. Встановлено, що процес радіального видавлювання протікає в кілька етапів. На заключному етапі відбувається вирівнювання щільності за об`ємом виробу, при цьому розподіл величини накопиченої пластичної деформації істотно нерівномірний. Додаткова радіальна течія матеріалу на початковому етапі видавлювання дозволяє підвищити величину накопиченої пластичної деформації і збільшити рівномірність її розподілу.

***Ключові слова**: радіальне видавлювання, пориста заготовка, втулка, внутрішній фланець*

A.O. Mikhailov, O.V. Mikhailov, E.V. Shtefan

MODELING OF THE PROCESS OF OBTAINING SLEEVES WITH INTERNAL FLANGE BY THE METHOD OF RADIAL EXTRUSION OF POROUS BLANKS

The simulation of the process of obtaining sleeves with an internal flange was carried out by the method of radial extrusion of porous blanks. The influence of the shape of the workpiece on the flow of the material, as well as on the distribution of the relative density and the value of the accumulated plastic deformation was considered. It was established that the process of radial extrusion proceeds in several stages. Compaction of the workpiece is observed at the beginning, and then the extrusion process takes place. At the final stage, the excess material flows out into the compensator. Compaction of zones of hampered deformation occurs. Density distribution becomes uniform. At the same time, the distribution of the accumulated plastic strain is essentially uneven. The radial flow of the material at the first stage of extrusion, due to the change in the shape of the workpiece, allows to increase the amount of accumulated plastic deformation and increase the uniformity of its distribution.

***Keywords**: radial extrusion, porous workpiece, sleeve, inner flange*

Постановка проблемы. Втулки с внутренним фланцем (рис.1) нашли широкое применение в современном машиностроении. Одним из методов их получения является метод радиального выдавливания трубчатых заготовок [1, 2]. Эффективными методами получения таких заготовок под последующее выдавливание являются методы порошковой металлургии. В результате достигается значительная экономия материала и становится возможным получение деталей с высокими эксплуатационными характеристиками.

Основной особенностью заготовок, полученных методами порошковой металлургии, является наличие пористости. Как правило, при дальнейшей обработке давлением, величину пористости стремятся уменьшить и получить, в результате, практически беспористое, компактное изделие.

Вторым важным параметром, характеризующим свойства изделий, является величина накопленной пластической деформации. От величины этого параметра зависят микроструктура, пластичность и ударная вязкость. Наличие сдвиговых деформаций приводит к улучшению эксплуатационных свойств материала. Это обусловлено минимальной пористостью, благоприятной ориентировкой металлических зерен, неметаллических включений и пор, появлением текстуры.

Установление закономерностей изменения формы заготовки, распределения относительной плотности и накопленной пластической деформации по ее объему при получении втулок с внутренним фланцем методом радиального выдавливания является актуальной проблемой.

© А.О. Михайлов, О.В. Михайлов, Е.В. Штефан



Рис. 1. **Втулка с внутренним фланцем [1, 2]**

Анализ последних исследований и публикаций. Процессы получения изделий методами выдавливания пористых заготовок исследованы на настоящий момент достаточно полно. В основном, рассмотрены схемы прямого [3, 4] и обратного выдавливания [5]. Имеются также исследования, в которых изучено радиально - прямое выдавливание [6].

В то же время, процесс радиального выдавливания втулок с внутренним фланцем из порошковых пористых заготовок практически не исследован.

Цель работы - исследование методом компьютерного моделирования влияния начальной формы пористой заготовки на ее уплотнение и формоизменение, а также на распределение величины накопленной пластической деформации.

Рассматриваются две схемы деформирования: радиальное выдавливание без ограничения течения материала (схема 1) и выдавливание с ограничением течения материала фланца (схема 2).

Результаты моделирования. Моделирование выполнено методом конечных элементов. Материал пористой заготовки рассматривался как сплошная сжимаемая среда. Поведение пористого тела считали пластическим. Упругие деформации не учитывались. В связи с необходимостью автоматической перегенерации сетки конечных элементов использовалась программа DEFORM.

Материал - основа пористой заготовки - алюминиевый сплав. Начальная относительная плотность равнялась 0.85 и ее распределение по объему считали равномерным. Коэффициент трения принимали равным 0.15.

Схема деформирования, при которой происходит свободное радиальное течение материала, приведена на рис.2. Внутренний диаметр матрицы равнялся 60 мм, диаметр оправки - 40 мм. Высота пространства, в которое выдавливался материал фланца - 15 мм.

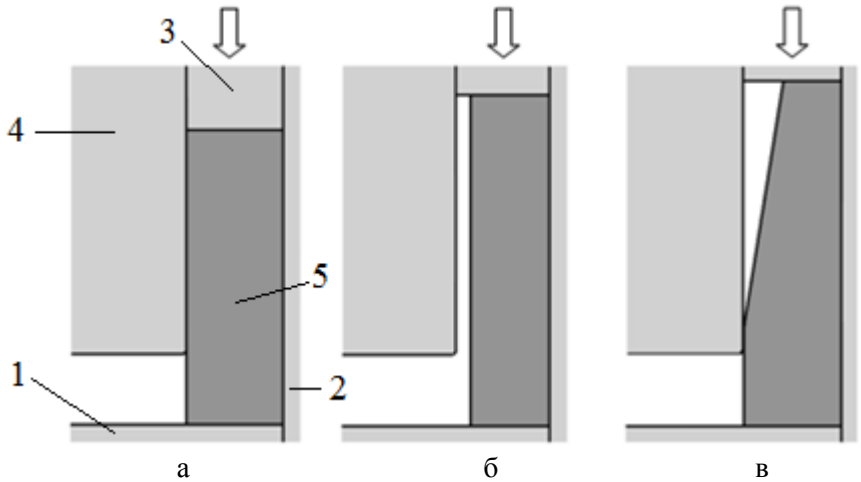


Рис. 2. **Схема деформирования со свободным радиальным течением (схема 1): 1 - пуансон, 2 - матрица, 3 - контрпуансон, 4 - оправка, 5 - заготовка**

Начальная форма заготовки была кольцевидной (рис.2): без зазора (а), с зазором (б) между внутренней поверхностью заготовки и оправкой, а также с внутренней конической поверхностью (в). Массы заготовок были одинаковы.

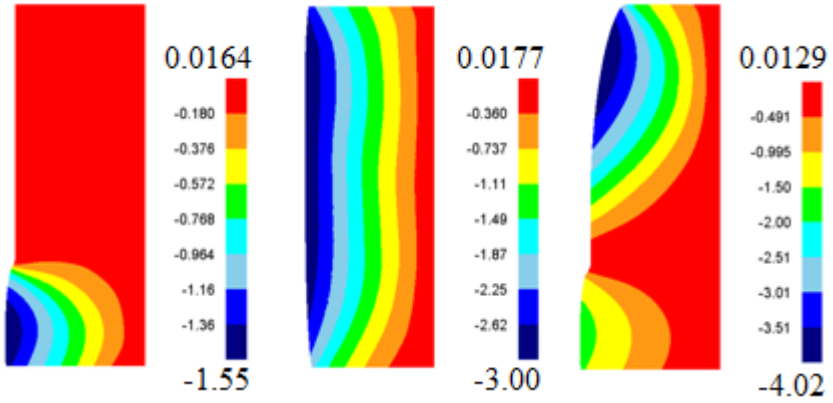
В связи с симметрией при моделировании рассматривали половину осевого сечения заготовки.

© А.О. Михайлов, О.В. Михайлов, Е.В. Штефан

В начальный момент заготовка уплотняется в результате осевой деформации, а затем начинает преобладать течение материала в радиальном направлении.

Радиальное течение материала характеризуется наличием нескольких этапов и зависит от начальной формы заготовки.

Если зазор между внутренней поверхностью заготовки и оправкой отсутствует, то происходит радиальное течение материала в постоянное по высоте пространство между пуансоном и оправкой (рис.3, а).



а б в

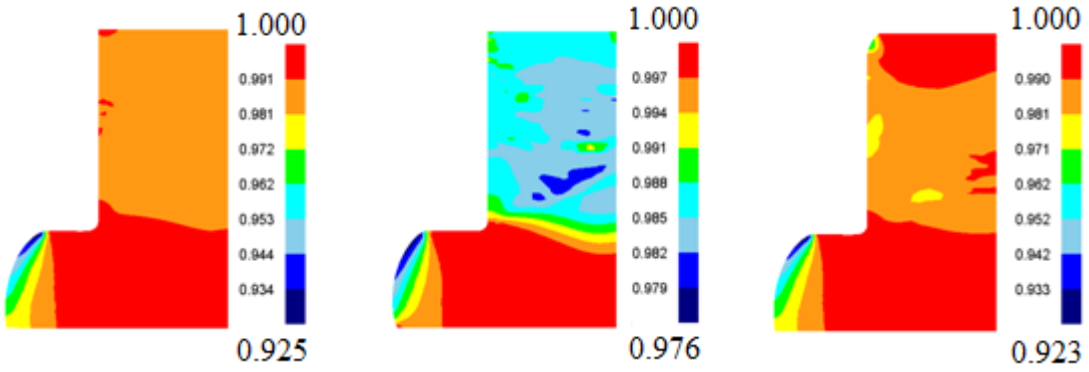
Рис. 3. **Величина радиального перемещения материала на начальном этапе (схема 1), мм**

При деформировании заготовки, имеющей зазор между внутренней ее поверхностью и оправкой, происходит осадка с радиальным течением к центру (рис.3, б). После того, как произойдет контакт заготовки с поверхностью оправки, начинается процесс радиального выдавливания фланца.

Деформирование заготовки с внутренней конической поверхностью характеризуется наличием двух зон радиального течения материала (рис.3, в). Вначале происходит радиальное течение к центру в верхней части заготовки. Затем начинается одновременное радиальное течение материала в нижней части заготовки. По мере увеличения степени деформации интенсивность течения в верхней части уменьшается (происходит контакт материала с поверхностью оправки), а течение в пространство между пуансоном и оправкой возрастает.

Распределение относительной плотности по объему заготовки - неравномерно (рис.4).

На рис.4 и на последующих рисунках подрисуночные обозначения (а, б, в) соответствуют тем же типам заготовок, что и на рис.3.



а б в

Рис. 4. **Распределение относительной плотности (схема 1)**

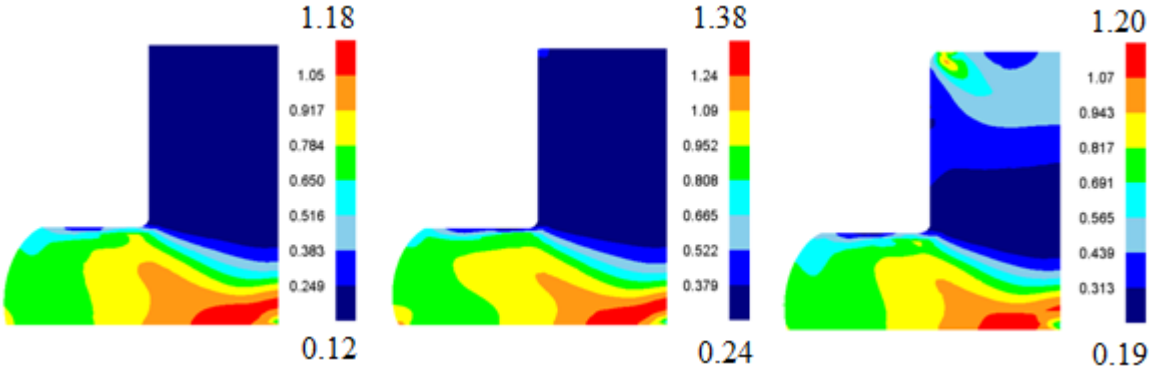
Максимальная плотность материала соответствует области фланца и нижней части втулки. В то же время, в области выпуклой свободной поверхности фланца величина относительной плотности минимальна. При этом увеличение пористости не происходит, что объясняется уменьшением внутреннего радиуса фланца и течением материала в сужающуюся область. Меньшая величина относительной плотности наблюдается также в верхней части втулки.

© А.О. Михайлов, О.В. Михайлов, Е.В. Штефан

Уплотнение заготовки с внутренней конической поверхностью проходит в несколько этапов. Вначале происходит уплотнение в верхней части втулки. Затем, с увеличением степени деформации, начинается более интенсивное уплотнение материала, вытекающего во фланец. При этом, в верхней части втулки остается область ранее уплотненного материала (рис.4, в). В верхней части втулки, у ее внутренней поверхности, имеется также область менее плотного материала.

На рис. 5 приведено распределение величины накопленной пластической деформации для трех типов заготовок.

Распределение накопленной деформации при выдавливании заготовки без зазора с поверхностью оправки существенно неравномерно (рис.5, а). Наибольшие значения этот параметр принимает в области фланца и нижней части втулки. Минимальные значения - в верхней части втулки. Максимальная величина накопленной деформации - в нижней части втулки у ее наружной поверхности.



а б в

Рис. 5. **Распределение величины накопленной пластической деформации (схема 1)**

При выдавливании заготовки, имеющей начальный зазор с поверхностью оправки, характер распределения величины накопленной пластической деформации аналогичен (рис.5, б). В то же время, дополнительное радиальное течение материала в пространство зазора позволяет повысить общий уровень накопленной деформации.

Применение заготовки третьего типа, с внутренней конической поверхностью, позволяет повысить значения накопленной деформации в верхней части втулки за счет дополнительного радиального течения на начальном этапе процесса (рис.5, в).

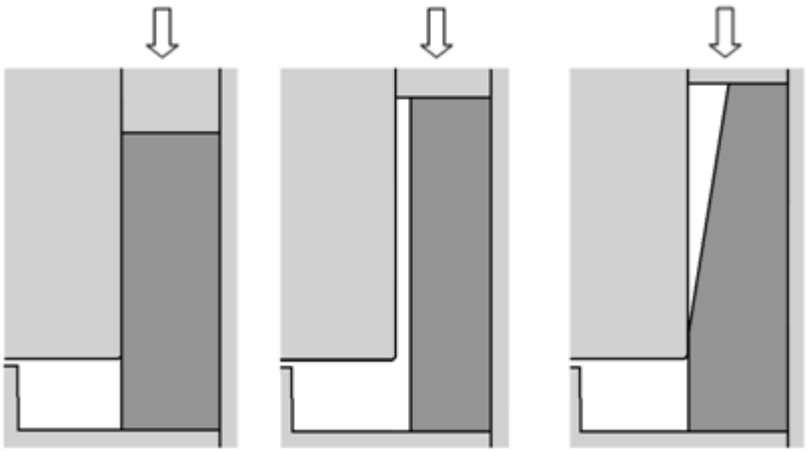
На рис.6 приведена схема выдавливания с ограничением радиального течения материала фланца. При использовании этой схемы величина внутреннего радиуса фланца ограничена, а излишек материала на заключительном этапе вытекает в компенсатор, который представляет собой полость между пуансоном и оправкой.

До момента контакта деформируемого материала с поверхностью, ограничивающей течение материала фланца в радиальном направлении, характер изменения формы заготовки и распределение исследуемых параметров такой же, как было рассмотрено выше.

После контакта с ограничивающей поверхностью продолжается заполнение полости штампа и наступает заключительный этап, на котором излишек материала вытекает в компенсатор. Происходит доуплотнение зон затрудненной деформации и выравнивание плотности по объему изделия (рис. 7). При выдавливании заготовок всех трех типов конечная относительная плотность распределена практически равномерно. Величина остаточной пористости менее 1%.

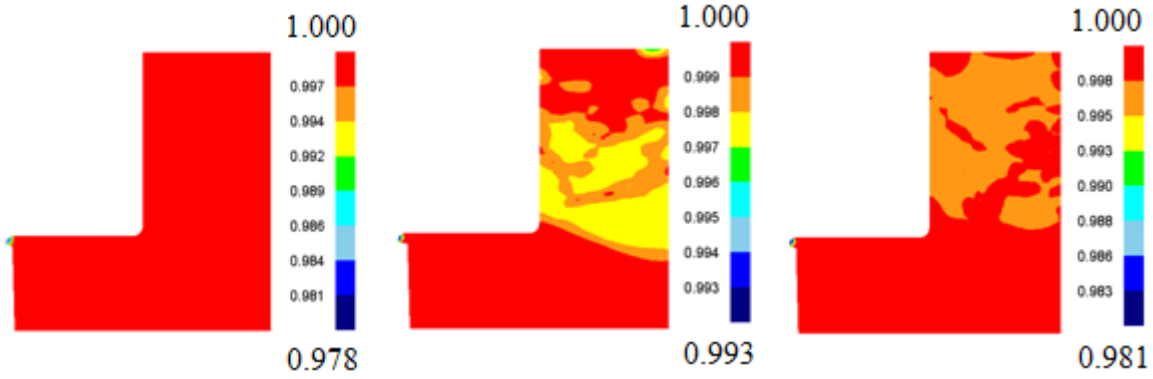
В отличие от относительной плотности, величина накопленной пластической деформации на заключительном этапе распределена неравномерно (рис.8). В большей степени материал деформирован в области фланца и нижней части втулки, в меньшей степени - в области верхней части втулки. Применение заготовок, обеспечивающих дополнительное радиальное течение на начальном этапе выдавливания, позволяет повысить общий уровень накопленных деформаций (рис.8, б) и увеличить значения этого параметра в верхней части втулки (рис.8.в).

© А.О. Михайлов, О.В. Михайлов, Е.В. Штефан



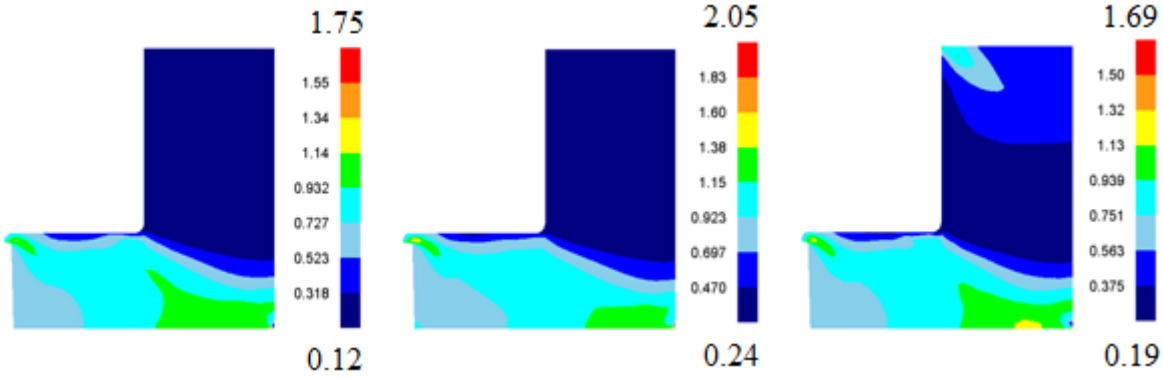
а б в

Рис. 6. **Схема выдавливания с ограничением радиального течения материала фланца (схема 2)**



а б в

Рис. 7. **Распределение относительной плотности (схема 2)**



а б в

Рис. 8. **Распределение величины накопленной пластической деформации (схема 2)**

Выводы. Процесс получения втулок с фланцем методом радиального выдавливания пористых заготовок протекает в несколько этапов. В начальный момент происходит уплотнение заготовки, а затем начинается процесс выдавливания.

Распределение относительной плотности и величины накопленной пластической деформации по объему заготовки неравномерно. Наибольшие значения этих параметров в области фланца и нижней части втулки, наименьшие - в верхней части втулки. В области у выпуклой свободной поверхности фланца величина относительной плотности минимальна. Однако разуплотнение материала в этой области не происходит.

При применении схемы выдавливания с ограничением радиального течения фланца возникает дополнительный этап процесса: полное заполнение пространства штампа с вытеканием

излишка материала в компенсатор. Происходит доуплотнение зон затрудненной деформации и выравнивание плотности по объему. В то же время величина накопленной пластической деформации распределена неравномерно. В области фланца и нижней части втулки она выше, чем в верхней части втулки.

Применение заготовок, обеспечивающих дополнительное радиальное течение материала на начальном этапе выдавливания, позволяет повысить общий уровень накопленных пластических деформаций и увеличить величину этого параметра в верхней части втулки.

Список использованной литературы.

1. Алиева Л. И. Штампы для радиального выдавливания деталей с внутренним фланцем из трубчатой заготовки / Л. И. Алиева, С. В. Мартынов // Известия МГТУ «МАМИ» - 2013. - т. 2. - № 2(16) - С. 17-19

2. Алиева Л. И. Силовой режим радиального выдавливания внутреннего фланца / Л. И. Алиева, С. В. Мартынов, Я. Г. Жбанков, К. В. Гончарук // Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні. - 2013. - № 1. - С. 88-98

3. Петросян Г. Л. Пластическое деформирование порошковых материалов. - М.: Металлургия, 1988.– 152 с.

4. Рябичева Л. А. Моделирование оптимальной формы и определение размеров пористой заготовки при прямом выдавливании / Л. А. Рябичева, Д. А. Усатюк, К. В. Любчич // Наукові нотатки. - 2011. - Вип. 32. - С. 357-362

5. Горохов В. М. Объемная штамповка порошковых материалов / В. М. Горохов, Е. А. Дорошкевич, А. М. Ефимов, Е. В. Звонарев // Минск: «Навука і техніка», 1993. – 272 с.

6. Рябичева Л. А. Анализ напряженно-деформированного состояния при радиально - прямом выдавливании порошковых заготовок / Л. А. Рябичева, К. В. Любчич // Сб. науч. тр. "Вестник НТУ "ХПИ": Новые решения в современных технологиях. – Харьков : НТУ "ХПИ", 2010. – № 43. – С. 56-63

Стаття надійшла до редакції 04.05.2019

© А.О. Михайлов, О.В. Михайлов, Е.В. Штефан

УДК 621.771.23:621.77.016.2:621.78.08

V. Miroshnichenko, **A. Simkin**
Priazovskiy State Technical University

AN ANALYTIC MODELING THE AIR-MIST SECONDARY COOLING FOR CONTINUOUSLY CAST SLABS

An early developed approach toanalytic modeling the water-air cooling of flat steel products, based on meeting the "additivity" rule requirements, is applied to the secondary cooling of continuously cast slabs. The regimes, developed using the approach, provide optimal combinations of the heat transfer rate, residual stress levels and nonlinear phenomena absence during the cooling. Good accordance of the calculated and industrially measured cooling trajectories together with the corresponding regime parameters was reached. The use of analytic dependencies obtained provides the higher effectiveness to control the secondary cooling compared with currently applied techniques of numerical on-line solving the systems of differential equations. The cooling regimes developed provide "softer" cooling within the whole temperature range, compared with the early models. An additional improvement of the slabs' surface quality is expected to obtain because of the slow cooling according to the developed regimes.

Keywords**:** *water-air cooling, continuously cast slabs**,** air-mist secondary cooling,analytic modeling.*

В.І. Мірошніченко, О.І. Сімкін

АНАЛІТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВТОРИННОГО ОХОЛОДЖЕННЯ БЕЗПЕРЕРВНО-ЛИТИХ СЛЯБІВ ВОДО-ПОВІТРЯНИМ ТУМАНОМ

Раніше розроблений підхід до аналітичного моделювання водоповітряного охолодження металопродукції було застосовано до вторинного охолодження безперервно-литих слябів. За розроблених режимів досягаються оптимальні комбінації швидкості тепловідведення, залишкових внутрішніх напружень та відсутність нелінійних явищ. Встановлено тісне співпадіння розрахованих та промислових траєкторій охолодження. Наголошено на вищій ефективності управління процесом порівняно з існуючими підходами. Нові режими забезпечують повільніше охолодження та підвищення якості слябів.

Ключові слова**:** *водоповітряне охолодження**,** безперервно-литі сляби, вторинне охолодження водоповітряним туманом, аналітичне моделювання.*

В.И. Мирошниченко, А.И. Симкин

АНАЛИТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВТОРИЧНОГО ОХЛАДЖЕНИЯ НЕПРЕРЫВНО-ЛИТЫХ СЛЯБОВ ВОДО-ВОЗДУШНЫМ ТУМАНОМ

Ранее разработанный подход к аналитическому моделированию водовоздушного охлаждения металлопродукции был применен ко вторичному охлаждению непрерывно литых слябов. Установлено тесное совпадение расчетных и промышленных траекторий охлаждения. Разработанные режимы обеспечивают менее интенсивное охлаждение и повышение качества слябов.

Ключевые слова**:** *водовоздушное охлаждение, непрерывно-литые слябы, вторичное охлаждение водовоздушным туманом, аналитическое моделирование.*

Problem formulation. Secondary cooling of continuously cast slabs (SCCCS) in many respects is responsible for the production effectiveness and quality of the most types of modern steel product [1]. It's known [2,3] that in order to reach the high quality of CCS, a definite (nominal) time dependence of metal temperature $T_0 = T_0(\tau)$ has to be provided during the process. So, obtaining the quantitative relations between the temperature $T_0(\tau)$ and the technological parameters in analytic form for direct practical application is an important task. A known important feature of the secondary cooling is the obligatory process automated control, the accuracy and effectiveness of which is determined mainly by amount of online numeric calculations. The above problems become the most actual under the widely used water-air secondary cooling (WASC) conditions. Besides, the existing models [4,5]do not take into account necessity to fulfill the "additivity" rule, known also as "mixture" rule, concerning the main water-air cooling (WAC) characteristics: volumes and consumptions of the components. Evidently, that violation of the rule leads to nonlinear phenomena or processes appearing during the WAC and therefore to decrease the automated control accuracy and effectiveness.

Last publications brief overview. Basically, the conditions of SCCCS are defined proceeding from alternative requirements such as to avoid arising various types of cracks together with reaching the highest casting speed [1-5]. Since the dependence $T_0 = T_0(\tau)$ as a rule is defined by the mathematical modeling the various processes during the cooling, further verification and practical use of the results requires the quantitative relations between the temperature $T_0(\tau)$ and the technological parameters. So, the practical use of mathematical models [4,5] that require solving the systems of differential equations leads to substantial difficulties caused by a big amount of online numeric calculations needed, together

© V. Miroshnichenko, A. Simkin

with absence of direct relations between the metal temperature and industrial technology parameters. The corresponding novel model for WAC was developed earlier [6]. It was shown that the model eliminates such phenomena as exceeding or deficiency of a water-air mixture component contacting at a time with a cooled surface.

The aim of the investigations is to develop such regimes of WASC for CCS that correspond optimal combinations of the heat transfer rate, residual stress levels and nonlinear phenomena absence for increasing the accuracy and effectiveness of the process control together with the slabs' quality

Main results presentation. Calculations in the work were conducted according to the automated control realization algorithm. On the initial stage, the model parameters were defined to provide the maximum accordance of the calculated metal temperature time dependence with actual or nominal one. The last as a rule, is predetermined by using an optimization technique according to various criteria [4,5]. Further, the dependence of the heat transfer coefficient against secondary cooling zone length was calculated to specify the length distributions of cooling rate and the corresponding component fluxes. So, the data obtained using the proposed model can provide meeting the requirements to the SCCCS – process based on the one hand, on the optimization results, previously obtained using various criteria, and on the other hand- on the necessity to fulfill the "mixture" rule.

Following to the developed WAC model [6], meeting the "mixture" rule requirements is provided by the use of the following time dependence for the water fraction in a water-air mixture volume:

$$\beta(\tau) = \beta_0 \exp\left(\frac{\Delta Q^m_{B\Pi}}{\Delta V^m_{B\Pi}} \cdot \tau\right) + \frac{Q^m_{\Pi}}{\Delta Q^m_{B\Pi}}\left[\exp\left(\frac{\Delta Q^m_{B\Pi}}{\Delta V^m_{B\Pi}} \cdot \tau\right) - 1\right] \quad (1)$$

where: β_0 -value of $\beta(\tau)$ at a time $\tau = 0$;

$\Delta Q^m_{\text{ВП}} = Q^m_{\text{В}} - Q^m_{\text{В}}$;

$Q^m_{B(\Pi)} = \frac{V^m_{B(\Pi)}}{\tau_{B(\Pi)}}$ - maximum flux of water(air) for exact cooling of a given metal volume using the single component;

$\Delta V^m_{B\Pi} = V^m_B - V^m_{\Pi}$;

$V^m_{B(\Pi)}$ - maximum volume of water(air) necessary to cool a given metal volume using the corresponding component alone;

$\tau_{B(\Pi)}$ - full cooling duration in single water(air) for the metal volume.

According to the equation (1), water-air cooling should be conducted in such a way that every next portion of water has to contact with a given metal surface only if the previous portion has finished the heat transfer as a result of it's removing or evaporation. Otherwise, an exceeding or a deficit of a mixture component will arise with the corresponding discrepancies inthe cooling conditions.

Using the equation (1) the metal temperature time dependence during WAC $T(\tau)$, has been calculated using the next formula in accordance with the "mixture" rule as a base of the developed model:

$$T(\tau) = \beta(\tau) \cdot T_B(\tau) + [1 - \beta(\tau)] \cdot T_{\Pi}(\tau) \quad (2)$$

where $T_{B(\Pi)}(\tau)$ – cooling trajectory for a metal volume exactly in water(air).

The dependences $T_{B(\Pi)}(\tau)$ were calculated by numerical solving the heat transfer equation under the border conditions determined by an initial and finish metal temperature. The calculations were conducted using the corresponding thermo-physical characteristics for each moved cooling media.

The heat transfer coefficient was also calculated according to the formula:

$$\alpha = C_{Me} \cdot \rho_{Me} \cdot V_{Me} \frac{dT(\tau)}{d\tau} \cdot \frac{1}{[T(\tau) - T_{0c}]} \quad (3)$$

where: C_{Me}–steel heat capacity;

ρ_{Me}– steel density;

V_{Me}– steel volume cooled;

T_{0c} – cooling media temperature

© V. Miroshnichenko, A. Simkin

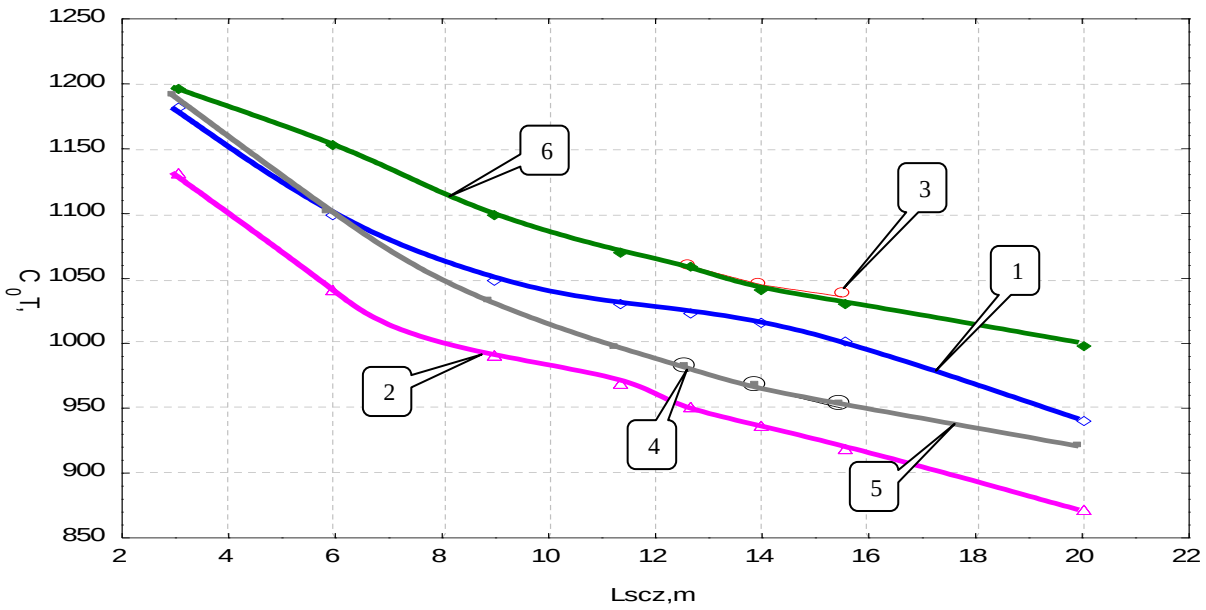


*Fig.1.***Secondary cooling zone length distributions of the continuous casting slab temperature according to existing model [4](curve 1,2), experimental measurements [4](curve 3,4), proposed model(curve 5,6)**

According to [4], there are two typical regimes of SCCCS: "soft" and "hard" depending on a steel chemical composition, the use of which is rather effective in industry. Modeling the regimes by the numerical solving the system of differential equations for heat transfer and residual stresses appearance[4] leads to some corrections of existing industrial regimes (see Fig.1, curves 1 and 2, respectively) and several improvements of the slabs' quality concerned with surface cracks. Meantime, the most considerable additional decreasing the amount of cracked slabs was achieved by the authors [4]empirical increasing the theoretically calculated slabs' temperatures at final secondary cooling stages (see Fig.1, curves 3 and 4, respectively). Taking into account the defect slabs appearance after such the model[4] corrections, reported results show insufficient adequacy of the model used [4], not only for low but for high temperature ranges calculations. Nevertheless, the experimentally confirmed slab temperature data [4], may be used to characterize the required CCS cooling trajectories for wide variety of steels (see Fig.1, curves 1…4).

The slab temperature vs. secondary cooling zone length dependencies, calculated using our model [6] under the same slab manufacturing conditions (1000×1200×250 mm slab size, 0,8 m/min casting speed) and steel grades are shown on Fig.1 as curves 5 and 6. It should be noted the following features of the calculated curves:

- General good agreement with the experimental data and calculated curves based on the existing model [4].
- Wide range of possible slab temperature changes by means of variations of only one well technologically defined, easy measured and controlled model parameter β: 0,17 and 0,23, respectively for "soft" and "hard" regimes.
- Cooling trajectory corresponding to the recommended by our model SCCCS regime (curve 5), in fact, unifies two early proposed separate "soft" (curve 1) and "hard" (curve 2) cooling regimeswhich cannot be realized under the same technological parameters together with the additional corrections (curve 4) providing reliable avoiding the cracks formation [4]

The obtained results particularly means that in the both cases of "soft" and "hard" SCCCS regime, the proposed model recommends "softer" cooling in the whole temperature interval, comparing with the calculated data [4] obtained based on the optimization of the heat transfer and residual stresses formation processes. So, an additional improvement of the slabs' surface quality should be reasonably expected, due to decreasing appearance probability not only for the "cold" cracks but also for the "hot" ones during the SCCCS.

Based on the curves calculated using our model for the cases, corresponding to the "soft" (curve 6) and "hard" (curve 5) SCCCS regimes, an important cooling process characteristic – heat transfer coefficient, α, was defined for the above classification conditions. The results obtained for α are shown in

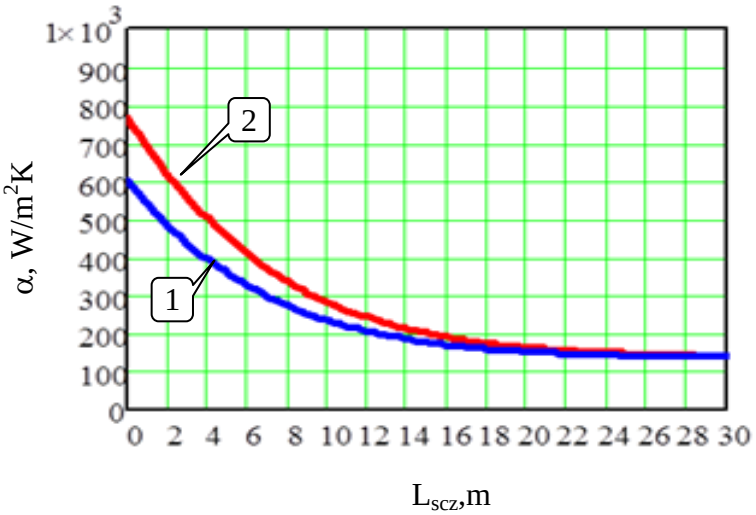


*Fig.2.***Secondary cooling zone length distributions of the heat transfer coefficient according to the proposed model for the "soft"(curve 1) and the "hard" (curve 2) cooling regimes.**

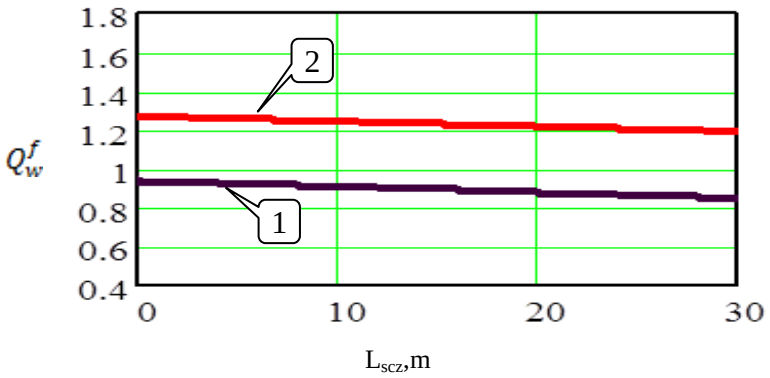


*Fig.3.***Secondary cooling zone length distributions of the actual cooling water consumption according to the proposed model for the "soft"(curve 1) and the "hard" (curve 2) cooling regimes.**

the form of its secondary cooling zone length dependence on Fig.2. Comparing them with the corresponding data given by other authors [5] shows also good adequacy of the proposed approach.

Based on the definition of β [6] in general case it may be written:

$$\beta = V_w^f / V_w^m \qquad (4)$$

where: V_w^f – actual (measured) volume of water used to cool a metal volume

V_w^m – maximum (nominal) water volume needed for exact cooling of the metal volume in necessary temperature interval.

As it was shown in [6] in dependence of WAC conditions, V_w^f may characterize on the one hand, a real time interval of the water usage during the consecutive water-air supply. On the other hand, under the air-mist cooling conditions, due to an equal time of the components supply, V_w^f should be considered as a part of total necessary amount of the cooling water. Proceeding from the above, for the air-mist cooling one may write:

$$\beta = Q_w^f / Q_w^m$$

So, using the formula (4), the length distribution of $Q_w^f = dV_w^f/d\tau$ – actual cooling water consumption may be defined for a necessary air-mist cooling conditions: β =β(τ). The corresponding calculated length dependencies of Q_w^f for the "soft" and "hard" secondary cooling regimes are shown of Fig.3. It is seen good agreement between calculated levels of Q_w^f and industrially applied ones: $Q_w^f \approx 0{,}4 \ldots 30\ m^3/h$, [7,8].

Conclusions

1. An early developed approach to modeling the water-air cooling processes, based on meeting the "additivity" rule requirements, is applied to quantitative description of the secondaryair-mist cooling of continuously cast slabs.
2. Obtained good accordance of the calculated and predefined cooling trajectories together with the regime parameters confirms high adequacy and flexibility of the approach to be used in various industry conditions including step-wise changes of the cooling regime parameters.
3. The use of analytic dependencies within the frame of the proposed approach to specify the necessary cooling regime parameters, provide the higher effectiveness to control the CCSSC process in comparing with currently applied numerical on-line solving the systems of differential equations

© V. Miroshnichenko, A. Simkin

4. The WAC regimes, developed using the proposed approach, provide optimal combinations of the heat transfer rate, residual stress levels and nonlinear phenomena absence during the CCSSC process.

5. The CCSSC regimes, developed using the proposed approach provide “softer” cooling in the whole secondary cooling temperature range, compared with the calculated results [4] corresponding to optimization of only the heat transfer and residual stresses formation processes.

6. An additional improvement of the slabs’ surface quality due to decreasing appearance probability for not only “cold” but also for “hot” cracks during the CCSSC is expected to occur because of the “softer” cooling according to the developed WAC regimes.

Bibliography

1. Смирнов А.Н. Непрерывная разливка стали/А.Н.Смирнов, С.В.Куберский, Е.В. Штепан.-Донецк: ИздательствоДонНТУ, 2011.-482с

2. Дюдькин Д.А. Качество непрерывнолитой стальной заготовки / Д.А. Дюдькин.-К., Техніка, 1988.-253с.

3. ДюдькинД.А.Производство стали: в 4т./ Д.А. Дюдькин, В.В.Кисиленко, А.Н.Смирнов.- М. Теплотехник, 2009.- Т 4. Непрерывная разливка металла.-528с.

4. Мищенко И.О. Моделирование и оптимизация температурного поля непрерывно-литого слитка / И.О. Мищенко, А.В.Дуб, Е.В.Макарычева и др.// Известия ВУЗОВ.Черн.Мет.-2006.-№3.-С.15-21.

5. Девятов Д.Х. Определение коэффициентов теплоотдачи в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ с помощью идентифицируемой математической модели/ Д.Х. Девятов, И.И. Пантелеев// Известия ВУЗОВ.Черн.Мет.-1999.-№8.-С.62-65.

6. Мірошниченко В.І.Аналітичне визначення режиму охолодження листового прокату при застосуванні водоповітряної суміші/ В.І.Мірошниченко// Металлургическая и горнорудная промышленность.-2006.-№6.- С.35-37.

7. Grunner H. Srangiessen von BramenohneSpritzwaserkuhlung auf Anlagen mitnidrigerBauhoehe / H. Grunnner, K. Wesemann, K.Wunnenberg// Stahl und Eisen.-1988.-Vol. 108, № 2.-S.47-52.

8. Шнееров Я.А. Водовоздушное охлаждение заготовок на МНЛЗ металлургического комбината «Азовсталь»/ Я.А.Шнееров, В.С.Есаулов, В.А. Николаев// Сталь.-1986.-№7.-С.28-30.

Рецензенти

Маслов Володимир Олександрович, доктор технічних наук, професор, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»

Чичкарьов Євген Анатолійович, доктор технічних наук, професор Донецького державного університету управління

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© V. Miroshnichenko, A. Simkin

УДК 667.64:678.026

Р.Ю. Негруца
Херсонська державна морська академія

ВПЛИВ МОДИФІКАТОРА 2,4-ДИАМІНОАЗОБЕНЗОЛ-4'-КАРБОНОВОЇ КИСЛОТИ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ

Для формування композитних матеріалів використано епоксидний діановий олігомер ЕД-20, твердник поліетиленполіамін ПЕПА і модифікатор. Досліджено залежність вмісту модифікатора на фізико-механічні властивості епоксидних композитів. Доведено, що для формування композитного матеріалу чи захисного покриття з поліпшеними когезійними властивостями оптимальний вміст модифікатора 2,4-диаміноазобензол-4'-карбонової кислоти становить q = 1,0 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. Такі матеріали характеризуються підвищеною механічною міцністю і здатністю чинити опір навантаженням ударного характеру, оскільки показники їх властивостей становлять: руйнівні напруження при згинанні – $\sigma_{зг}$ = 56,7 МПа, модуль пружності при згинанні – E = 3,8 ГПа, ударна в'язкість – W = 8,0 кДж/м^2. Отримані результати експериментальних досліджень фізико-механічних властивостей композитних матеріалів добре узгоджуються з результатами випробувань зразків методом оптичної мікроскопії, що свідчить про їх достовірність.

Ключові слова: *епоксидний композит, модуль пружності, ударна в'язкість, руйнівні напруження при згинанні.*

Р.Ю. Негруца
Херсонская государственная морская академия

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАТОРА 2,4 ДИАМИНОАЗОБЕНЗОЛ-4'-КАРБОНОВОЙ КИСЛОТЫ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИКОМПОЗИТОВ

Для формирования композитных материалов использован эпоксидный диановый олигомер ЭД-20, отвердитель полиэтиленполиамин ПЕПА и модификатор. Исследована зависимость содержания модификатора на физико-механические свойства эпоксидных композитов. Доказано, что для формирования композитного материала или защитного покрытия с улучшенными когезионными свойствами оптимальное содержание модификатора 2,4 диаминоазобензол-4'-карбоновой кислоты составляет q = 1,0 масс.ч. на 100 масс.ч. эпоксидного олигомера ЭД-20. Такие материалы характеризуются повышенной механической прочностью и способностью сопротивляться статическим, динамическим напряжениям, а также нагрузке ударного характера, поскольку значения показателей свойств составляет: разрушающие напряжения при изгибе – $\sigma_{изг}$ = 56,7 МПа, модуль упругости при изгибе – E = 3,8 ГПа, ударная вязкость – W = 8,0 кДж/м^2. Полученные результаты экспериментальных исследований физико-механических свойств композитных материалов хорошо согласуются с результатами испытаний образцов методом оптической микроскопии, что свидетельствует об их достоверности.

Ключевые слова: *эпоксидный композит, модуль упругости, ударная вязкость, разрушающие напряжения при изгибе.*

R.Yu. Negrutsa
Kherson State Maritime Academy

INFLUENCE OF MODIFIER 2.4 DIAMINOAZOBENZENE-4'-CARBOXYLIC ACID ON THE PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF EPOXY COMPOSITES

For the formation of composite materials, an epoxy diane oligomer ED-20, a hardener polyethylene polyamine PEPA and a modifier were used. The dependence of the modifier content on the physico-mechanical properties of epoxy composites was studied. It is proved that for the formation of a composite material or protective coating with improved cohesive properties, the optimum content of the 2.4 diaminoazobenzene-4'-carboxylic acid modifier is q = 1,0 mass parts by 100 parts by mass epoxy oligomer ED-20. Such materials are characterized by increased mechanical strength and the ability to withstand static, dynamic stresses, as well as impact loads, since the values of the properties are: bending stresses at bending – $\sigma = \sigma_{изг}$ = 56.7 MPa, modulus of elasticity at bending – E = 3.8 GPa, impact toughness is W = 8.0 kJ/m^2. The obtained results of experimental studies of the physico-mechanical properties of composite materials are in good agreement with the results of testing samples by optical microscopy, which indicates their reliability.

Key words: *epoxy composite, modulus of elasticity, impact strength, breaking stresses in bending.*

Постановка проблеми. Відомо [1-18], що конструкційні матеріали на полімерній основі широко використовують у вигляді виробів з підвищеними експлуатаційними характеристиками для різних галузей промисловості: нафтопереробної, газотранспортної, хімічної, легкої, машино-, верстато- і суднобудування. Актуальним на сьогодні є застосування полімерних композитів і захисних покриттів, у вигляді зв'язувачів для яких використовують епоксидні олігомери [1, 8-10]. Такі полімерні композити відрізняються поліпшеною адгезійною міцністю, підвищеними показниками фізико-механічних і теплофізичних властивостей, що дозволяє значно розширити спектр їх використання. Водночас полімерні композити мають і недоліки [2, 12]. Зокрема, вони

© Р.Ю. Негруца

характеризуються підвищеними показниками залишкових напружень, термічного коефіцієнту лінійного розширення, крихкості та незначною ударною в'язкістю.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Авторами робіт [1, 8-10, 14-18] доведено, що покращити властивості епоксидних композитів можливо введенням у зв'язувач на попередній стадії формування матеріалів хімічно активних добавок. При цьому важливим є модифікування епоксидного олігомеру активними до хімічної міжфазової взаємодії у процесі зшивання матриці речовинами. Такі модифікатори навіть за незначного вмісту забезпечують високий ступінь зшивання матриці, що у подальшому передбачає формування полімерних композитних матеріалів (КМ) або захисних покриттів на її основі з необхідними і наперед заданими властивостями. У цьому плані актуальним є використання як модифікатора синтезованої нами 2,4-діаміноазобензол-4'-карбонової кислоти. Така добавка містить активні до хімічної взаємодії з епоксидною смолою групи, що, на наш погляд, забезпечить поліпшення когезійної міцності КМ. Виходячи з цього вважали за необхідне проведення дослідження стосовно визначення впливу концентрації вибраного модифікатора на фізико-механічні властивості розроблених епоксикомпозитів.

Мета роботи – дослідити вплив вмісту модифікатора 2,4-діаміноазобензол-4'-карбонової кислоти на фізико-механічні властивості епоксикомпозитних матеріалів.

Матеріали та методика дослідження. Як основний компонент для зв'язувача при формуванні епоксидних КМ вибрано епоксидний діановий олігомер марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), який характеризується високою адгезійною та когезійною міцністю, незначною усадкою і технологічністю при нанесенні на поверхні складного профілю.

Як модифікатор використано 2,4-діаміноазобензол-4'-карбонову кислоту (ДААБКК). Модифікатор вводили у зв'язувач за вмісту від 0,10 до 2,00 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20 (тут і далі за текстом мас. ч. наводять на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20). Молекулярна формула модифікатора: $C_{13}H_{12}N_4O_2$. Молекулярна маса ДААБКК – 256,25998. Модифікатор розчинний у полярних органічних розчинниках – метанол, етанол, ацетон, етилацетат, малорозчинний у воді.

Для зшивання епоксидних композицій використано твердник поліетиленполіамін ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78), що дозволяє затверджувати матеріали при кімнатних температурах. Відомо [4, 5], що ПЕПА є низькомолекулярною речовиною, яка складається з таких взаємозв'язаних компонентів: $[-CH_2-CH_2-NH-]_n$. Зшивали КМ, вводячи твердник у композицію при стехіометричному співвідношенні компонентів за вмісту (мас.ч.) – ЕД-20 : ПЕПА – 100 : 10.

Епоксидні композити формували за такою технологією: підігрівання смоли до температури $T = 353 \pm 2$ К і витримка при даній температурі впродовж часу $\tau = 20 \pm 0{,}1$ хв; гідродинамічне суміщення олігомеру і модифікатора впродовж часу $\tau = 1 \pm 0{,}1$ хв; ультразвукова обробка (УЗО) композиції впродовж часу $\tau = 1{,}5 \pm 0{,}1$ хв; охолодження композиції до кімнатної температури впродовж часу $\tau = 60 \pm 5$ хв; введення твердника і перемішування композиції впродовж часу $\tau = 5 \pm 0{,}1$ хв. Затверджували КМ за режимом: формування зразків та їх витримування впродовж часу $\tau = 12{,}0 \pm 0{,}1$ год за температури $T = 293 \pm 2$ К, нагрівання зі швидкістю $\upsilon = 3$ К/хв до температури $T = 393 \pm 2$ К, витримування впродовж часу $\tau = 2{,}0 \pm 0{,}05$ год, повільне охолодження до температури $T = 293 \pm 2$ К. З метою стабілізації структурних процесів у матриці зразки витримували впродовж часу $\tau = 24$ год на повітрі за температури $T = 293 \pm 2$ К з наступним проведенням експериментальних випробувань.

У роботі досліджували наступні властивості КМ: руйнівні напруження та модуль пружності при згинанні, ударну в'язкість.

Руйнівні напруження і модуль пружності при згинанні визначали згідно з ГОСТ 4648-71 і ГОСТ 9550-81 відповідно. Параметри зразків: довжина $l = 120 \pm 2$ мм, ширина $b = 15 \pm 0{,}5$ мм, висота $h = 10 \pm 0{,}5$ мм.

Ударну в'язкість визначали за методом Шарпі відповідно до ГОСТ 4647-80 на маятниковому копрі МК-30 при температурі $T = 298 \pm 2$ К і відносній вологості $d = 50 \pm 5$ %. Використовували зразки з такими параметрами: $(63{,}5 \times 12{,}7 \times 12{,}7) \pm 0{,}5$ мм. Відстань між опорами $40 \pm 0{,}5$ мм.

Відхилення значень при дослідженнях показників фізико-механічних властивостей КМ становило 4…6 % від номінального.

Результати досліджень та їх обговорення. Попередньо експериментально досліджено фізико-механічні властивості модифікованої ультразвуковою обробкою вихідної епоксидної матриці. Доведено (рис. 1), що показники її характеристик є наступними: модуль пружності при

згинанні – E = 2,8 ГПа, руйнівні напруження при згинанні – $\sigma_{зг}$ = 48,0 МПа, ударна в'язкість – W = 7,4 кДж/м^2.

Доведено (рис. 1, крива 1), що введення модифікатора ДААБКК за незначного вмісту (q = 0,25 мас.ч.) призводить до незначного зменшення модуля пружності при згинанні модифікованої матриці (від E = 2,8 ГПа (для вихідної але обробленої ультразвуком епоксидної матриці) до E = 2,7 ГПа)). Надалі збільшення вмісту добавки забезпечує монотонне зростання показників модуля пружності КМ, а максимум на кривій залежності «E – q» спостерігали при концентрації модифікатора у кількості q = 1,00 мас.ч. Такий розроблений КМ відзначається модулем пружності при згинанні – E = 3,8 ГПа. Введення модифікатора у кількості понад q = 1,00 мас.ч. призводить до погіршення досліджуваної властивості КМ, позаяк модуль пружності зменшується до E = 3,6 ГПа (за вмісту ДААБКК у кількості q = 2,00 мас.ч.).

Отримані результати можна пояснити наступним. Введення модифікатора відносно у невеликій кількості (q = 0,25 мас.ч.) забезпечує формування КМ, який відзначається невисоким ступенем зшивання. Недостатня кількість модифікатора у епоксидному зв'язувачі призводить до формування матеріалу із значним вмістом золь-фракції. За наведених вище режимів зшивання матриці, на наш погляд, у гомогенній полімеризованій системі утворюються вільні незшиті радикали, які забезпечують пластичність матеріалу, але когезійні властивості погіршуються. Навпаки, при збільшенні вмісту ДААБКК до q = 1,00…1,50 мас.ч. формується матриця з максимальними показниками модуля пружності. Вважали, що у цьому випадку у процесі зшивання композиції задіяна максимальна кількість бокових гідроксильних і епоксидних груп епоксидного олігомеру, а також – гідроксильних, карбоксильних СООН-груп та первинних амінів -NH_2 2,4-діаміноазобензол-4'-карбонової кислоти. У такому випадку максимально зростають показники гель-фракції розроблених матеріалів, що відповідно забезпечує підвищення їх модуля пружності при згинанні.

Аналіз результатів дослідження впливу вмісту модифікатора на руйнівні напруження при згинанні дозволяє констатувати наступне. Доведено (рис. 1, крива 2), що введення модифікатора забезпечує підвищення показників руйнівних напружень при згинанні КМ, а максимальними значеннями ($\sigma_{зг}$ = 56,7…58,3 МПа) характеризуються матеріали із вмістом ДААБКК у кількості q = 0,25…1,00 мас.ч. Надалі збільшення вмісту модифікатора призводить до погіршення властивостей матриці у діапазоні досліджуваних концентрацій добавки. Показано (рис. 1), що введення ДААБКК у кількості q = 2,00 мас.ч. забезпечує формування КМ з показниками руйнівних напружень, які несуттєво відрізняються від аналогічних значень для вихідної епоксидної матриці ($\sigma_{зг}$ = 54,3 МПа). При цьому слід зазначити, що максимуми на кривих залежності модуля пружності і руйнівних напружень при згинанні КМ від концентрації модифікатора хоч несуттєво, але відрізняються (за вмістом добавки). Зокрема, на кривій «E – q» найбільші значення модуля пружності характерні для КМ, що містить ДААБКК у кількості q = 1,00…1,50 мас.ч., а аналіз кривої «$\sigma_{зг}$ - q» дозволив встановити наступний діапазон оптимальної концентрації модифікатора – q = 0,25…1,00 мас.ч. Виходячи з цього і для підтвердження результатів наведених вище випробувань, на наступному етапі досліджували ударну в'язкість вихідної і модифікованих епоксидних матриць.

© Р.Ю. Негруца

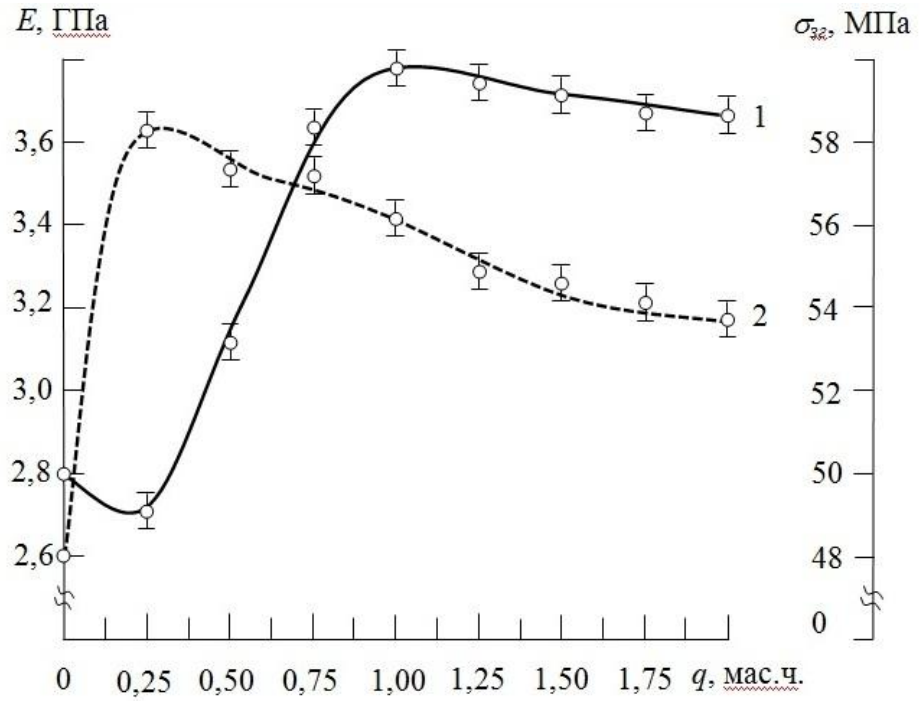


Рис. 1. **Залежність фізико-механічних властивостей епоксидної матриці від вмісту модифікатора 2,4-диаміноазобензол-4'-карбонової кислоти:**
1) модуль пружності при згинанні (*E*);
2) руйнівні напруження при згинанні ($\sigma_{зг}$)

Експериментально встановлено (рис. 2), що вихідна епоксидна матриця відзначається показником ударної в'язкості, який становить $W = 7{,}4$ кДж/м^2. Введення модифікатора у кількості $q = 0{,}25…1{,}00$ мас.ч. дозволяє підвищити ударну в'язкість КМ до $W = 8{,}0…8{,}2$ кДж/м^2, причому максимум ($W = 8{,}2$ кДж/м^2) спостерігали для матеріалу із вмістом ДААБКК – $q = 0{,}50$ мас.ч. Введення добавки у кількості $q = 1{,}50$ мас.ч. призводить до зменшення стійкості матриці до протидії ударним навантаженням, оскільки показники її ударної в'язкості ($W = 7{,}5$ кДж/м^2) практично не відрізняються від аналогічних значень, характерних для вихідної матриці. Отже, можна стверджувати, що оптимальний діапазон концентрацій модифікатора для формування матриць з максимальними показниками ударної в'язкості становить $q = 0{,}25…1{,}00$ мас.ч., що повністю збігається з аналогічним вмістом ДААБКК у КМ з найвищими значеннями руйнівних напружень при згинанні.

Додатково для підтвердження наведених вище результатів дослідження фізико-механічних властивостей КМ проводили аналіз поверхні їх руйнування після випробувань на маятниковому копрі методом оптичної мікроскопії. Показано (рис. 3, а), що поверхня зламу зразків вихідної епоксидної матриці має хвилеподібний характер. При цьому на зразках помітні розгалужені лінії сколювання (рис. 3, б – верхня частина світлини), а також відмічено наявність кратерів, причиною чого можуть бути повітряні включення у матеріалі, зумовлені технологічним процесом його формування. Така гетерогенність у об'ємі свідчить про формування системи з кінетично неврівноваженим станом. А це, у свою чергу, дозволяє стверджувати про високі показники залишкових напружень, які виникають при полімеризації матриці. Останні призводять до підвищення крихкості матеріалу і передчасне його старіння [1].

Пологу поверхню зламу спостерігали при аналізі зразків модифікованої матриці із вмістом добавки у кількості $q = 0{,}25$ мас.ч. Водночас слід заначити, що фронт поширення тріщини при руйнуванні такого матеріалу під час удару майже перпендикулярний до горизонтальної осі зразка (рис. 3, в). Це свідчить про невисокі когезійні властивості КМ, що передбачає несуттєву протидію впливу зовнішнім ударним навантаженням. При цьому слід заначити, що поверхня зламу характеризується рівномірнорозподіленою структурою, без наявних повітряних включень (рис. 3, г). Це безумовно, порівняно з вихідною епоксидною матрицею, забезпечує поліпшення когезійних властивостей розробленого матеріалу.

Розгалужений фронт поширення тріщин спостерігали при аналізі поверхні світлини зламу зразків епоксикомпозитів із вмістом модифікатора – q = 0,50…1,00 мас.ч. (рис. 3, д, є). Криволінійна траєкторія поверхонь зламу свідчить про підвищену когезійну міцність КМ, а тривимірна сітка хімічних зв'язків макромолекул епоксидного олігомеру і модифікатора зменшує час поширення тріщин і збільшує шлях їх поширення (рис. 3, е, ж). Відповідно, такі матеріали характеризуються підвищеними показниками не лише ударної в'язкості, але й руйнівних напружень при згинанні (рис. 1, рис. 2).

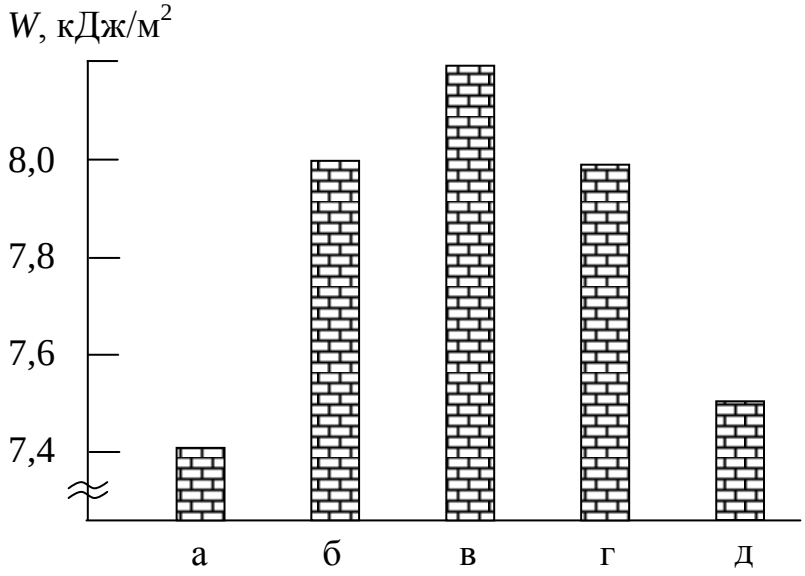


Рис. 2. **Залежність ударної в'язкості (W) від вмісту (q) модифікатора 2,4-діаміноазобензол-4'-карбонової кислоти у матриці: а) вихідна матриця (контрольний зразок); б) q = 0,25 мас.ч.; в) q = 0,50 мас.ч.; г) q = 1,00 мас.ч.; д) q = 1,50 мас.ч.**

Аналіз поверхні світлини зламу КМ, модифікованого ДААБКК у кількості q = 1,50 мас.ч. також свідчить про лінійний і перпендикулярний до горизонтальної осі зразка характер поширення тріщин (рис. 3, з, і). Під час удару спостерігали руйнування зразків з утворенням значної кількості уламків невеликого об'єму (рис. 3, з), поверхня зламу характеризується глибокими тріщинами (рис. 3, і). Наведені вище результати аналізу дозволяють стверджувати про формування крихкого матеріалу при його полімеризації, що забезпечує підвищення його модуля пружності, але показники руйнівних напружень і ударної в'язкості є не достатньо високими (рис. 1, рис. 2).

Висновки. У роботі встановлено наступне.

1. Експериментально доведено, що для формування матеріалів з поліпшеними когезійними властивостями необхідно використовувати композицію наступного складу: епоксидний олігомер марки ЕД-20 (q = 100 мас.ч.), твердник поліетиленполіамін ПЕПА (q = 10 мас.ч.), модифікатор 42,4-діаміноазобензол-4'-карбонову кислоту (q = 0,5…1,0 мас.ч.). Формування такого матеріалу забезпечує порівняно з вихідною модифікованою ультразвуком епоксидною матрицею підвищення наступних показників фізико-механічних властивостей композитів:

- модуля пружності при згинанні – від E = 2,8 ГПа до E = 3,2…3,8 ГПа;
- руйнівних напружень при згинанні – від $\sigma_{зг}$ = 48,0 МПа до $\sigma_{зг}$ = 56,7…57,0 МПа;
- ударної в'язкості – від W = 7,4 кДж/м^2 до W = 8,0…8,2 кДж/м^2.

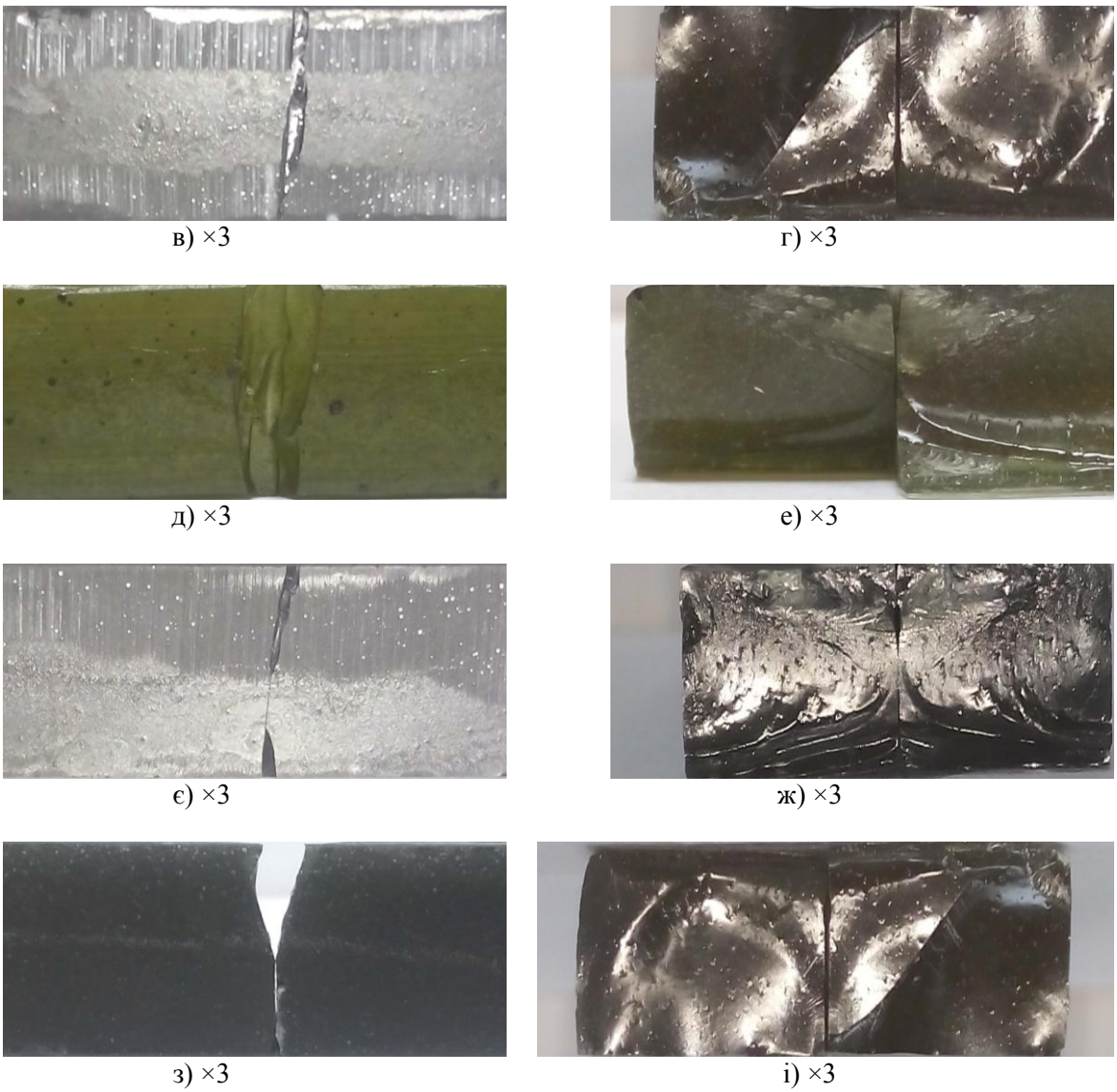


а) ×3



б) ×3

© Р.Ю. Негруца



в) ×3 г) ×3

д) ×3 е) ×3

є) ×3 ж) ×3

з) ×3 і) ×3

Рис. 3. **Мікросвітлини зламу вихідної і модифікованих 2,4-диаміноазобензол-4'-карбоновою кислотою епоксидних матриць:**
а, б) вихідна епоксидна матриця (контрольний зразок);
в, г) *q* = 0,25 мас.ч. модифікатора;
д, е) *q* = 0,50 мас.ч. модифікатора;
є, ж) *q* = 1,00 мас.ч. модифікатора;
з, і) *q* = 1,50 мас.ч. модифікатора.

2. Методом оптичної мікроскопії встановлено, що поверхня зламу зразків вихідної епоксидної матриці має хвилеподібний характер. При цьому на зразках помітні розгалужені лінії сколювання, відмічено наявність кратерів, причиною чого можуть бути повітряні включення у матеріалі, зумовлені технологічним процесом його формування. Пологу поверхню зламу спостерігали при аналізі зразків модифікованої матриці із вмістом добавки у кількості q = 0,25 мас.ч. Водночас слід зазначити, що фронт поширення тріщини при руйнуванні такого матеріалу під час удару майже перпендикулярний до горизонтальної осі зразка. Це свідчить про невисокі когезійні властивості КМ, що передбачає несуттєву протидію впливу зовнішнім ударним навантаженням. Розгалужений фронт поширення тріщин спостерігали при аналізі поверхні світлини зламу зразків епоксикомпозитів із вмістом модифікатора – q = 0,50…1,00 мас.ч. Криволінійна траєкторія поверхонь зламу свідчить про підвищену когезійну міцність КМ, а тривимірна сітка хімічних зв’язків макромолекул епоксидного олігомера і модифікатора зменшує час поширення тріщин і збільшує шлях їх поширення. Отже, можна констатувати, що результати

дослідження методом оптичної мікроскопії добре узгоджуються і підтверджують результати випробувань фізико-механічних властивостей розроблених матеріалів.

Література

1. Стухляк П.Д. Епоксидні композити. Дослідження механізму впливу технології формування на властивості / А.В.Букетов, В.В. Левицький // Хімічна промисловість України.-2004.-№5.-С.17-23.

2. Юрженко М.В., Шестопал А.М., Гохфельд В.Л., Кораб М.Г., Васильєв Ю.С., Шадрін А.О., Демченко В.Л., Гусакова К.Г. Словник-довідник зі зварювання та склеювання пластмас / За ред. Б.Є.Патона. – Київ : Наукова думка, 2018 . – 368 с.

Iurzhenko M., Shestopal A., Gokhfeld V., Korab M., Vasiljev Yu., Shadrin A., Demchenko V., Gusakova K. Dictionary-handbook on welding and glueing of plastics / Ed. B. Paton. – Kyiv: Naukova dumka, 2018. – 368 p.

3. Юрженко М.В. Зварювання високотехнологічних пластмас / М.В.Юрженко, М.Г. Кораб. - Суми: Університетська книга. – 2016. – 319 с.

Iurzhenko M. Welding of high-tech plastics / M.Iurzhenko, M.Korab. - Sumy: University book, 2016, 319 p.

4. Mamunya Ye. Electroactive polymer materials / Ye.Mamunya, M.Iurzhenko, E.Lebedev, V.Levchenko, O.Chervakov, O.Matkovska, O.Sverdlikovska, 2013, Kyiv: Alpha-Reklama, 402 p.

5. Демченко В.Л., Юрженко М.В. (Demchenko V.L., Iurzhenko M.V.) Особливості наноструктурної організації, властивості та релаксаційна поведінка зварних з'єднань поліетиленів (Features of nanostructural organization, properties, and relaxation behaviour of welded joints of polyethylenes) / В.Л. Демченко, М.В. Юрженко // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології: Зб. наук. пр.(Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii). - К.: РВВ ІМФ, 2017. - Т. 15, № 3. - С. 535-546.

6. Demchenko V.L. Structure and properties of the welded joints of single-type polyethylenes formed under the action of constant magnetic fields / V.L.Demchenko, M.V.Yurzhenko // Materials Science. – 2017. – Vol. 53, I. 2. – P. 186-193.

7. Demchenko V.L. Peculiarities of constant magnetic field effect on the nanostructural organization and properties of hard-to-weld polyethylene polypropylene joints / V.L.Demchenko, M.V.Yurzhenko // 2017 IEEE Nanomaterials: Applications and Properties, 2017, P. 03NNSA10-1 - 03NNSA10-3. http://ieeexplore.ieee.org/document/8190258/

8. Букетов А.В. Перспективы и проблемы разработки новых полимерных композитных материалов для судостроения Украины / А.В.Букетов, В.Л.Алексенко, В.А.Настасенко, Т.И.Ивченко, В.Д.Михайлик, Д.А.Наговский // Наукові нотатки.-Луцьк: ЛНТУ. – 2013. - Випуск 40.- С. 27-32.

9. Букетов А.В. Прогнозування властивостей гетерогенних композитних систем з використанням методів математичного програмування / А.В. Букетов. Л.В.Кравцова, А.П. Пірог // Проблеми інформаційних технологій. – 2012. – №1(011). – С. 95 – 99.

10. Букетов А.В. Вплив природи наповнювачів, що є відходами промислового виробництва, на фізико-механічні і теплофізичні властивості епоксидних композитних матеріалів / А.В.Букетов, В.О.Скирденко // Наукові нотатки.-Луцьк: ЛНТУ. -2013. -Випуск 43.- С. 28-34.

11. Zhai Yu-Jun. Improved mechanical properties of epoxy reinforced by low content nanodiamond powder / Yu-Jun Zhai, Zhi-Cai Wang, Wei Huang et al. // Materials Science and Engineering A. - 2011. - V.528, N 24. - P. 7295-7300.

12. Справочник по композиционным материалам / Под ред. Дж. Любина. - М: Машиностроение, 1988. - 446 с.

13. Nakamura Y. Effects of particle shape, size and interfacial adhesion on the fracture strength of silica–filled epoxy resin / Y.Nakamura, S.Okabe// Polymers and Polymer Composites. - 1999. - V.7, N 3. - P. 177-186.

14. Кравцова Л.В. Определение вероятностей напряженного состояния эпоксидных композитных материалов под воздействием статической нагрузки /Л.В.Кравцова, А.В.Букетов, А.П. Пирог // Искусственный интеллект. – 2013. - № 3 (61). – С. 355 - 363.

15. Akimov A.V. Development of polymer composites with improved thermophysical properties for shipbuilding and ship repair / A.V.Akimov, A.V.Buketov, O.O.Sapronov, M.V.Brailo, S.V.Yakushchenko, S.A.Smetankin // Composites: Mechanics, Computations, Applications: An International Journal. – 2019. – Vol. 10. – № 2. – P. 117-134.

16. Buketov A.V. Optimization of components in development of polymeric coatings for restoration of transport vehicles / A.V.Buketov, M.V.Brailo, D.P.Stukhlyak, S.V.Yakushchenko, O.O.Sapronov, V.V.Cherniavskyi, V.M.Husiev, D.A.Dmitriev, V.M.Yatsyuk, O.M.Bezbakh, R.Yu.Negrutsa // Весник КарГУ. – 2018. - № 4(92). – P. 119-131.

17. Кравцова Л.В. Определение вероятностей восстановления и разрушения полимерных композитных материалов под действием статической загрузки / Л.В.Кравцова, А.П.Пирог, А.В.Букетов // Наукові нотатки.-Луцьк: ЛНТУ. - 2013. - Випуск 43. - С. 126-134.

18. Старцев В.О. Взаимосвязь деформативности и фрактографических характеристик поверхности разрушения эпоксидных полимеров / В.О. Старцев, М.П. Лебедев, А.С. Фролов, Т.А. Низина // Доклады Академии наук. – 2017. – Т. 476, № 1. – С. 55-58.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© Р.Ю. Негруца

УДК: 621.941.01:534.1

Ю.В. Петраков, К.О. Трибрат
Національний технічний університет України «КПІ ім. Ігоря Сікорського»

МОДЕЛЮВАННЯ АВТОКОЛИВАНЬ ПРИ ТОКАРНОМУ ОБРОБЛЕННІ

Представлено методику моделювання виникнення регенеративних коливань в технологічній обробляючій системі при токарному обробленні. Математична модель представляє одномасову систему з одним ступенем вільності, з урахуванням замкненості та оброблення за слідом, що визначається функцією запізнення. Визначений критерій сталості процесу за діаграмою Найквіста, який підтверджений чисельним моделюванням у часі за допомогою створеної програми. Визначений графік сталості процесу різання в координатах «глибина різання – частота обертання шпинделя».

Ключові слова: *коливання при різанні, математична модель з функцією запізнення, критерій сталості.*

Ю.В. Петраков, К.А. Трибрат

МОДЕЛИРОВАНИЕ АВТОКОЛЕБАНИЙ ПРИ ТОКАРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Представлена методика моделирования возникновения регенеративных колебаний в технологической обрабатывающей системе при токарной обработке. Математическая модель представляет одномассовую систему с одной степенью свободы, с учетом замкнутости и обработки по следу, что определяется функцией запаздывания. Определен критерий устойчивости процесса по диаграмме Найквиста, который подтвержден численным моделированием во времени с помощью созданной прикладной программы. Представлен график устойчивости процесса резания в координатах «глубина резания - частота вращения шпинделя».

Ключевые слова: *колебания при резании, математическая модель с функцией запаздывания, критерий устойчивости.*

Y. Petrakov, K. Trybrat

SIMULATION OF VIBRATION IN LATHE MACHINING

The technique of modeling the occurrence of regenerative oscillations in the technological machining system during turning machining is presented. The mathematical model is a single-mass system with one degree of freedom, taking into account the closure and machining on the trace, which is determined by the lag function. The criterion of the stability of the process according to the Nyquist diagram, which is confirmed by numerical simulation in time using the created application program, is determined. Presents a graph of the stability of the cutting process in the coordinates of "depth of cut - spindle speed."

Key words: *chatter in cutting, mathematical model with a lag function, stability criterion.*

Постановка проблеми. Будь-який процес різання супроводжується коливаннями технологічної обробляючої системи, що викликає появу мікро- і макронерівностей на обробленій поверхні, які звичайно визначаються як шорсткість та відхилення форми. Це впливає на ефективність процесу різання таким чином, що поверхня оброблюваної деталі і точність розмірів геометричної форми спотворюється. Крім того, вібрації ушкоджують ріжучий інструмент і верстат, що призводить до збільшення собівартості продукції [1]. Таким чином, вивчення і вирішення питання вібрацій під час виконання операцій оброблення різанням вкрай необхідно для підвищення їх продуктивності і якості.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Одним з поширених методів прогнозування стабільності операції різання є використання діаграм сталості, так званих «пелюсток», що відображають область сталості в координатах «глибина різання – частота обертання шпинделя» [2, 3, 4]. Серед причин виникнення вібрацій в технологічних обробляючих системах при різанні вважаються: нелінійність характеристик процесу різання, процесу тертя, оброблення за слідом тощо [5, 6, 7, 8]. Такі роботи включають в себе вивчення демпфірування як механізму, що знижує вірогідність появи вібрацій [9], моделювання демпфірування [10, 11], аналіз стійкості демпфірування [12, 13] та ін. Всі дослідники визначають, що динамічні явища верстатів викликаються взаємодією пружної системи верстата з процесом різання. Таким чином, ця взаємодія є генератором і джерелом динамічних явищ в пружній системі, що викликає періодичне відносне зміщення інструменту і деталі.

Таким чином, виникає необхідність розвивати моделі, що дозволяють вивчати вібраційні явища, які виникають під час обробки і передбачати стабільні умови різання. Але наразі запропоновані рішення в основному базуються на використанні аналітичних розв’язків диференціальних рівнянь системи не вище другого порядку і використанні методів визначення умов сталості на підставі коренів характеристичного рівняння і деяких властивостей частотних характеристик [12, 13]. Крім того, при вирішенні задач моделювання необхідно враховувати, що в

© Ю.В. Петраков, К.О. Трибрат

процесі різання утворюється замкнутий контур між процесом обробки і динамічною структурою, яка позиціонує інструмент навпроти заготовки [14, 15, 16]. Цей замкнутий контур може мати нестабільні характеристики, а самозбудження вібрацій можуть рости в залежності від динамічного відповідності структури і чутливості сил різання до вібрації. Затримка між послідовною обробкою за проходи, яка залежать від швидкості шпинделя, впливає на фазу між вібраційними хвилями на обробленій поверхні, що відіграє значну роль в нестабільності динаміки [12, 17, 19, 20, 21].

Постановка задачі. Розробити математичну модель процесу різання з урахуванням оброблення за слідом і одної ступені свободи, встановити критерій сталості на базі частотних характеристик діаграми Найквіста.

Для досягнення мети необхідно вирішити наступні задачі:

1 Розробити структурну схему замкненого процесу різання з одним ступенем свободи та функцією запізнення.

2 Обґрунтувати застосування критерію сталості Найквіста для системи с функцією запізнення і позитивним зворотним зв'язком

3 Створити прикладну програму моделювання процесу різання у часі з визначенням частотної амплітудно-фазової характеристики для застосування критерію Найквіста.

Викладення основного матеріалу.

Математична модель. В роботі прийнята динамічна система з одним ступенем свободи, що знаходиться під дією нормальної складової сили різання, тобто під дією силового збудження, в напрямку координати Y. Рух такої системи (рис.1, а) може бути представлений наступним диференціальним рівнянням:

$$m\frac{d^2\delta}{dt^2}+\lambda\frac{d\delta}{dt}+C_Y=P_Y, \tag{1}$$

де m – приведена маса, λ – коефіцієнт в'язкого тертя (сила тертя пропорційна швидкості), C_Y – жорсткість, P_Y – нормальна складова сили різання.

Передатна функція такої динамічної системи, представлена у стандартній формі запису, матиме вигляд:

$$W_c(s)=\frac{1/C_Y}{T^2s^2+2\xi Ts+1}, \tag{2}$$

де $T=\sqrt{m/C_Y}$ – період власних коливань, $\xi=\lambda/\left(2\sqrt{C_Y m}\right)$ – коефіцієнт затухання коливань, s – оператор Лапласа.

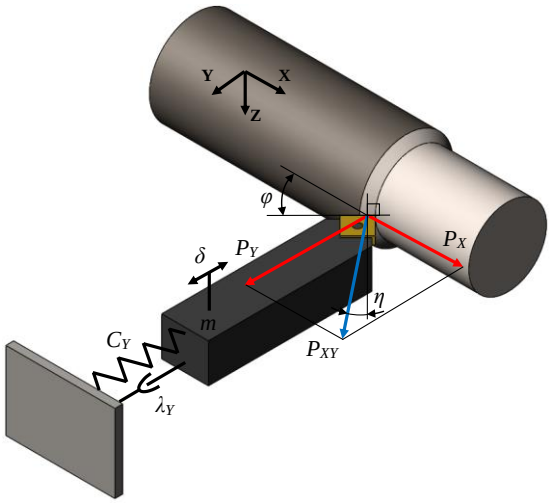


Рис. 1. **Динамічна модель та схема дії складових сили різання**

Зі схеми дії складових сили різання (рис. 1), з урахуванням відомих з теорії різання емпіричних залежностей, маємо:

$$P_Y=\frac{P_{XY}}{\sqrt{1+\tan^2(\varphi+\eta)}}, \tag{3}$$

де P_{XY} – горизонтальна складова сили різання, φ – головний кут різця у плані, η – кут сходження стружки. З іншого боку, відоме співвідношення $P_{XY}\approx 0{,}6P_Z$, а залежність складової P_Z від глибини h різання може бути лінеаризована:

$$\left(\frac{\partial P_Z}{\partial h}\right)_0=C_P x_P h^{x_P-1} f^{y_P} V^n k, \tag{4}$$

де C_P, x_P, y_P, n – емпіричний коефіцієнт і показники ступеня, f *(feed)* – подача, V – швидкість різання, k – коефіцієнт, що залежить від умов різання.

Процес різання відбувається в пружній технологічній обробляючій системі (ТОС) та є замкненим. Пояснюється це впливом деформацій, які викликані силою різання, на параметри шару припуску, що зрізується, що, в свою чергу провокує зміну сили різання і так далі. Таким чином, фактична глибина h_ϕ різання завжди буде відрізнятися від заданої $h_з$.

Крім того, процес різання, що відбувається в пружній системі має коливальний характер, а оскільки він є, по-суті, багато прохідним, то спотворення поверхні різання, викликане такими

коливаннями повернеться в зону різання рівно через один оберт заготовки. В цьому полягає ефект запізнення, що на наш погляд є головним фактором, який розгойдує систему і може привести до втрати сталості.

Отже, математична модель процесу точіння повинна будуватись з урахуванням замкненості ТОС, відтворенням найбільш впливових зворотних зв`язків і обов'язково ефекту запізнення. Якщо у якості вхідної величини прийняти задану глибину $h_з$ різання, а у якості вихідної похибку δh оброблення у вигляді пружної деформації, то процес різання може бути представлений структурною схемою за рис.2.

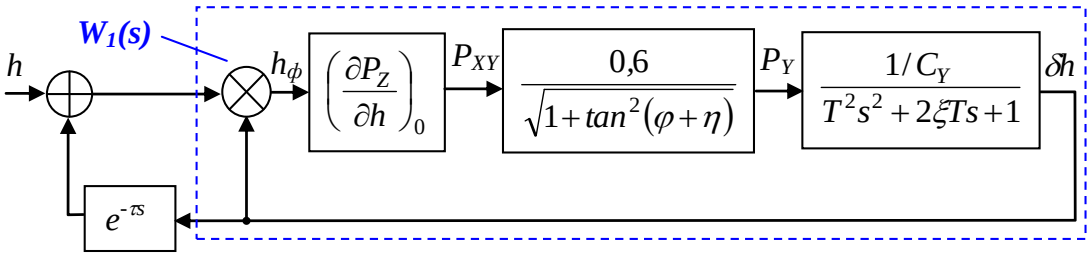


Рис. 2. **Структурна схема процесу різання**

За правилами перетворення структурних схем [14] передатна функція самого процесу різання при представлення пружної технологічної системи з одним ступенем свободи, має вигляд:

$$W_1(s)=\frac{\frac{k_h k_1}{C_Y+k_h k_1}}{\frac{T^2 C_Y}{C_Y+k_h k_1}s^2+\frac{2\xi T C_Y}{C_Y+k_h k_1}s+1}, \qquad (5)$$

де $k_h=\left(\frac{\partial P_Z}{\partial h}\right)_0$, $k_1=\frac{0{,}6}{\sqrt{1+\tan^2(\varphi+\eta)}}$ – коефіцієнти моделі.

Така математична модель покладена в основу створеної прикладної програми, що виконує моделювання чисельними методами як у часі, так і у частотній області. Для чисельного інтегрування застосовується процедура Рунге-Кутта четвертого порядку, а математична модель представляється у функції змінних стану [14], тобто у вигляді системи рівнянь першого порядку.

Для забезпечення адекватності процесів, що моделюються, необхідно визначити динамічні параметри системи, серед яких приведена маса, жорсткість та коефіцієнт затухання коливань. Крім того необхідно актуалізувати емпіричні залежності (4) сили різання від режиму.

Оцінка сталості. Відомо, що для визначення сталості замкнених систем застосовується критерій Найквіста. У випадку системи з негативним зворотним зв'язком він формулюється наступним чином: система є сталою, якщо її амплітудно-фазова характеристика в розімкненому стані не охоплює точку з координатами [-1,0].

Для пояснення застосування критерію сталості Найквіста до систем з функцією запізнення у зворотному ланцюзі, що перетворює систему на систему з позитивним зворотним зв'язком, можна запропонувати наступний метод. Розглянемо систему (рис. 3), в канал помилки якої за короткий проміжок часу вводиться гармонічний сигнал. Сигнали такого характеру завжди наявні в будь-якій реальній системі – паразитні сигнали, шум тощо.

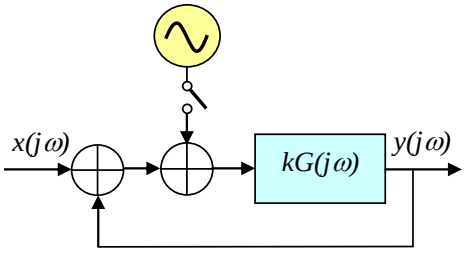


Рис. 3. **Канонічна система з позитивним зворотним зв'язком**

Фізично ця процедура еквівалентна різкому замиканню вимикача, через що в прямий канал регулювання штучно вводиться помилка $\delta(j\omega)$, де $j=\sqrt{-1}$, ω -частота (рад/с). Ясно, що в цьому випадку сигнал виходу буде:

$$y(j\omega)=kG(j\omega)\delta(j\omega), \qquad (6)$$

де $G(j\omega)$ – частотна передаточна функція прямого каналу.

За відсутності вхідного сигналу ($x(j\omega)=0$), на виході порівняльного пристрою маємо:

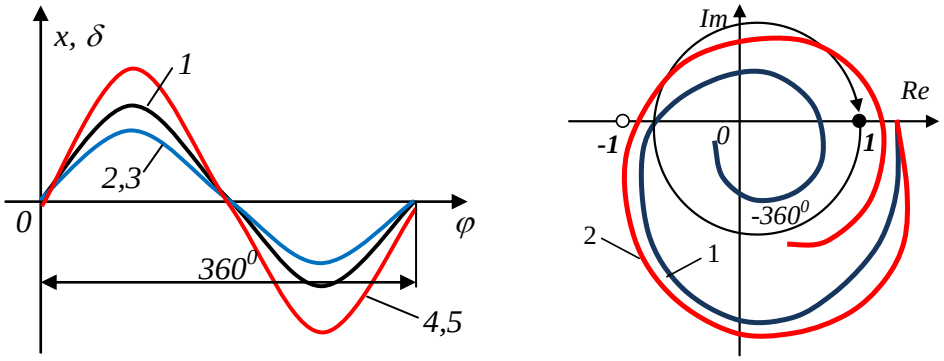
$$\delta(j\omega)=x(j\omega)+y(j\omega)=y(j\omega) \quad (7)$$

Звідси випливає, що гармонічний сигнал на вході в прямий канал регулювання буде відновлений за наступних умов:

$$k|G(j\omega)|>1 \text{ і } \varphi=-360^0. \quad (8)$$

За таких умов амплітуда коливань в системі буде мати тенденцію до збільшення до нескінченності і система є несталою.

При подачі в канал помилки (як показано на рис.4 гармонічного сигналу (лінія 1 на рис.4, а) на виході для сталої системи ($k|G(j\omega)|<1$ він перетвориться на сигнал у вигляді лінії 2, а після проходження пристрою, що складає, – на сигнал у вигляді лінії 3 ($\varphi=-360^0$). Аналогічно системі з негативним зворотним зв'язком сигнал на вході в прямий канал відновився за формою, проте його амплітуда зменшилась. Ясно, що повторне проходження сигналу за таким ланцюгом поступово приведе до його зменшення і врешті-решт повного зникнення. Система не самозбуджується і є стелою.



а) б)

Рис.4. **До пояснення критерію сталості Найквіста в системі з позитивним зворотним зв'язком**

Якщо ж справедливі умови (8), то після проходження сигналу за всім ланцюгом, він відновлюється на вході в прямий канал вже із збільшеною амплітудою і так далі, що призведе до втрати сталості. На рис.4, б представлені умови сталості за критерієм Найквіста системи з позитивним зворотним зв'язком: система є сталою, якщо її амплітудно-частотна характеристика не охоплює точку з координатами [1,-360^0].

Результати моделювання. На рис.5 показаний головний інтерфейс створеної прикладної програми моделювання процесів, що відбуваються при точінні в пружній технологічній обробляючій системі (ТОС).

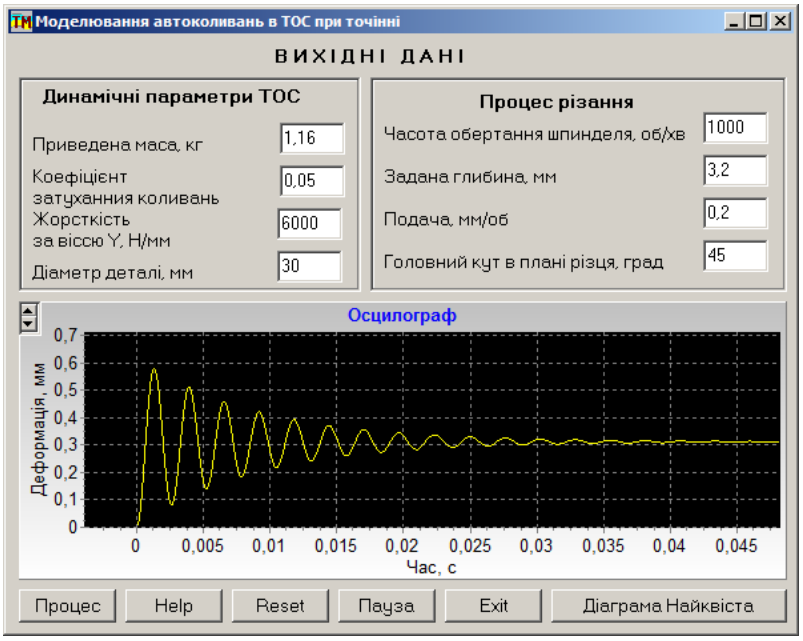


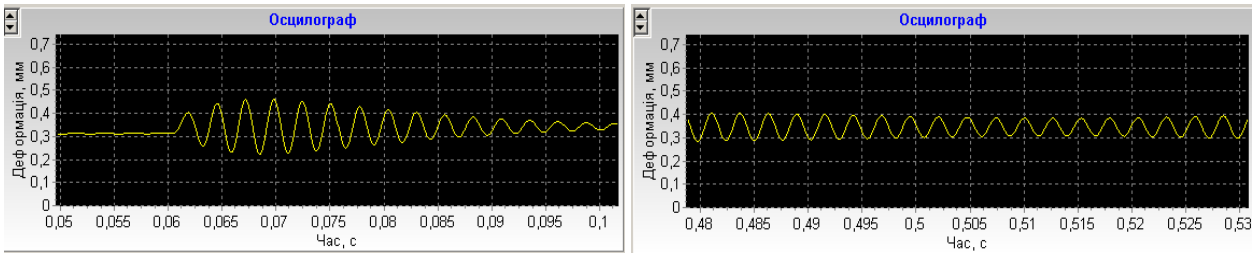
Рис.5. **Головний інтерфейс програми моделювання**

© Ю.В. Петраков, К.О. Трибрат

Математичне ядро програми моделювання складає математична модель за структурною схемою рис. 2, а функція запізнення моделюється записом у спеціальний масив даних моделювання на проході для повернення їх у модель на наступному проході.

Після введення у відповідні віконця інтерфейсу динамічних параметрів ТОС і режиму різання, при натисканні кнопки «Процес» відбувається моделювання у часі з відображенням зміни пружної деформації в полі віртуального осцилографа. В програмі використовуються наступні емпіричні дані для визначення сили різання $C_P=3000$, $x_P=0,85$, $y_P=0,65$, $n=-0,1$, що відповідає обробленню Сталь 45.

На осцилографі можна спостерігати перехідний процес, який доволі швидко затухає. Проте, через 0,06с знову з'являються коливання, які провокує саме оброблення за слідом, оскільки 0,06с це час одного оберту заготовки (рис.6, а).



а) б)

Рис.6. **Осцилограми процесу: а) на другому оберті заготовки б) через 0,5 с**

Поступово ці коливання зменшуються за максимальною величиною амплітуди, проте починають заповнювати весь проміжок часу між двома сусідніми обертами (рис.6, б).

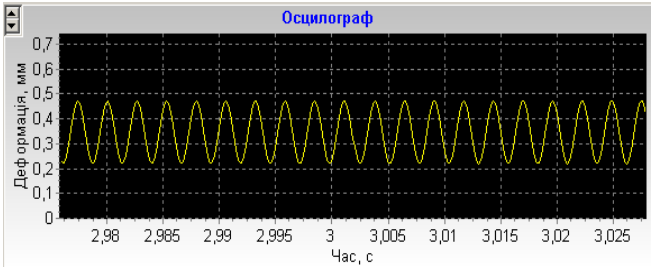
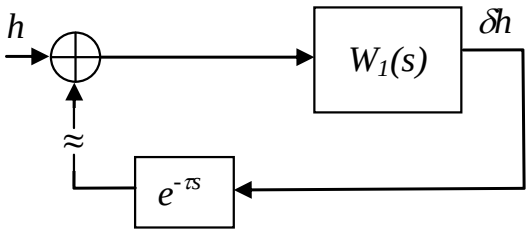


Рис.7. **Осцилограма процесу через 3с від початку різання при *h=3,2мм***

Така тенденція в решті-решт приводить до поступового зростання амплітуди коливань на всьому проміжку часу, що свідчить про несталість процесу різання (рис.7).

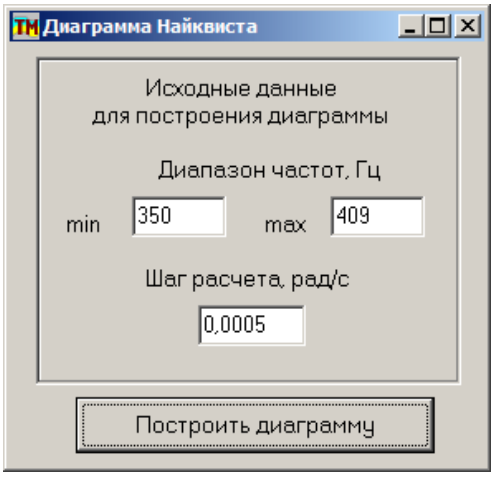
При натисканні кнопки «Діаграма Найквіста» (дивись рис. 5) виконуються розрахунки амплітудно-фазової характеристики і будується її графік на комплексній площині.

При цьому у відповідності до визначених умов використання критерію сталості Найквіста, розраховується характеристика розімкненої системи (рис.8, а). Межі частот та крок розрахунку обираються на спеціальному додатковому інтерфейсі (рис.8, б).



а)

Рис. 8. **Схема системи за рис.2 для визначення сталості (а) і дані частот для амплітудно-частотної характеристики (б)**

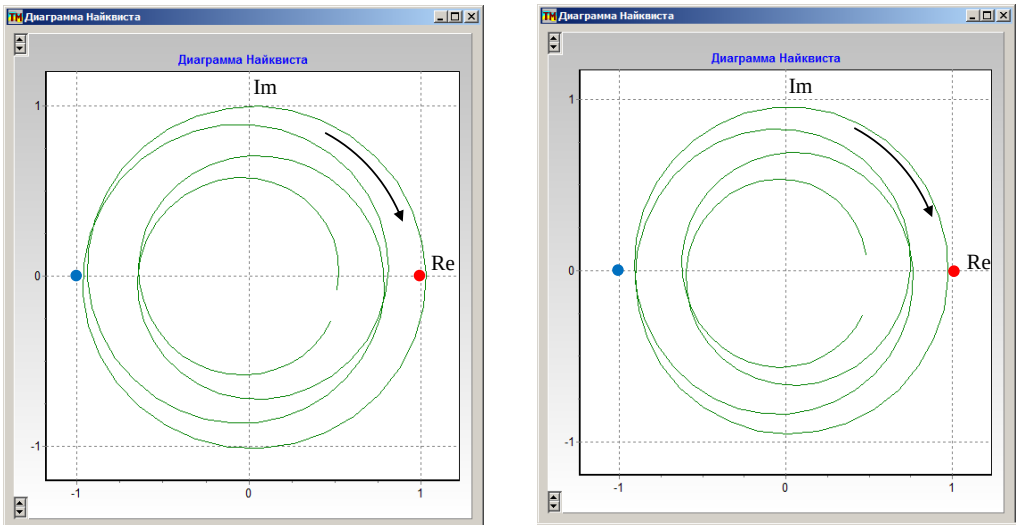


б)

Графік амплітудно-фазової характеристики, яку ще називають діаграмою Найквіста, побудований з використанням спеціального компоненту Chart Delphi, який дозволяє виконувати збільшення будь-якої частини діаграми.

© Ю.В. Петраков, К.О. Трибрат

Отже, як показує графік амплітудно-фазової характеристики на рис. 9, а він охоплює точку з координатами [1,0] і не охоплює точку з координатами [-1,0]. Система за ознаками, що були викладені вище є несталою, що і доведено моделюванням у часі, а саме характеристиками у часі на рис.7.



а) б)

Рис.9. **Графіки амплітудно-фазової характеристики: а) – система нестала, б – система стала**

Для забезпечення сталості достатньо зменшити глибину різання до 3мм при моделювання, оскільки це приводить до зменшення коефіцієнту передачі прямого каналу системи за рис. 2. На рис.10 показаний стан системи через 3 с після початку моделювання.

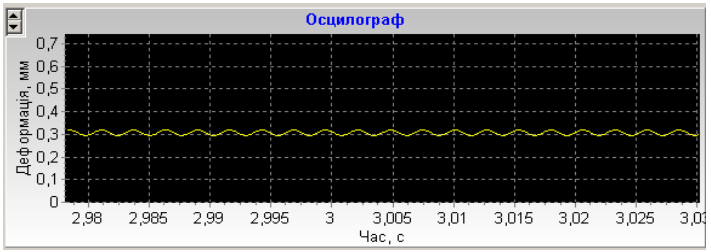


Рис.10. **Осцилограма процесу через 3с від початку різання при *h=3мм***

Процес різання стає сталим (порівняйте з рис. 7), про що свідчить і графік амплітудно-фазової характеристики, побудований для такого випадку (рис. 9, а) – крива не охоплює точку з координатами [1,0]. Таким чином, доведено, що у випадку представлення ТОС як замкненої системи з позитивним зворотним зв'язком і елементом запізнення справедливим є формулювання критерію Найквіста, наведене вище.

Отже, за допомогою створеної прикладної програми, орієнтуючись на доведену ознаку сталості системи за критерієм Найквіста, можна визначати діаграму сталості в координатах «глибина різання - частота обертання шпинделя». Для проведення таких експериментів у прикладній програмі встановлюється значення частоти обертання шпинделя і змінюючи величину глибини різання за частотною амплітудно-фазовою характеристикою визначається граничне значення глибини, коли графік амплітудно-фазової характеристики торкається точки з координатами [1,0]. Графік діаграми сталості представлений на рис. 11.

© Ю.В. Петраков, К.О. Трибрат



Рис. 11. **Діаграма сталості ТОС**

Висновки.

1. Розроблена математична модель процесу різання (точіння) з урахуванням замкненості пружної технологічної обробляючої системи у вигляді одно масової динамічної системи з одним ступенем свободи та урахуванням оброблення за слідом з використанням запізнюючої ланки з часом запізнення, що дорівнює часу одного оберту заготовки.

2. Створено прикладну програму моделювання процесів, що відбуваються в технологічній обробляючій системі (ТОС) у часі з визначенням частотних амплітудно-фазових характеристик на комплексній площині.

3. Доведено, що критерій сталості Найквіста має застосовуватись до ТОС з урахуванням оброблення за слідом в наступному вигляді: «система буде сталою, якщо графік її амплітудно-частотної характеристики не охоплює точку з координатами [1,0]».

Теоретично доведена можливість побудови діаграми сталості в координатах «частота обертання – глибина різання» за допомогою створеної прикладної програми моделювання.

Список використаних джерел:

1.Mubarak A. M., FadulAlmula1, Haitao Zhu2, Hassan A. Wahab Damping effect on chatter stability of turning and milling processes / JVE INTERNATIONAL LTD. VIBROENGINEERING PROCEDIA. SEP 2017, VOL. 13. ISSN 2345-0533.

2.Mahdi Eyniana Frequency Domain Study of Vibrations Above and Under Stability Lobes in Machining Systems Procedia CIRP 14 (2014) 164 – 169 https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S221282711400211X

3.Moon F. C., Kalmar-Nagy T. Nonlinear models for complex dynamics in cutting materials / The Royal Society, 2001, USA, Sibley School of Aerospace and Mechanical Engineering, pp. 695-711.

4.Мельничук П.П., Скочко Є.В. Аналіз динаміки технологічних систем при обробці деталей різанням / ВІСНИК ЖДТУ № 4 (51), с.69-72.

5.Асташев В.К., Корендясев Г.К. О моделях возбуждения автоколебаний при резании / ПРОБЛЕМЫ МЕХАНИКИ СОВРЕМЕННЫХ МАШИН, 2012, Т. 2, с.211-215.

6.Богомолов М.Н. Причины возникновения автоколебаний при резании / Научный альманах · 2017 · N 1-3(27), с.26-30.

7.Оргиян А.А., Ореховский В.А., Динамика стационарных систем металлорежущих станков / Праці Одеського політехнічного університету, 2012 Вип. 1(38), с.71-79.

8.Корендясев Г.К. О физических моделях возбуждения автоколебаний при резании / Вестник научно-технического развития, №7 (71), 2013, с.15-25.

9.[10] Ahmadi K., Ismail F. Analytical stability lobes including nonlinear process damping effect on machining chatter. International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 51, Issue 4, 2011, p. 296-308.

10. [15]Ahmadi K., Ismail F. Stability lobes in milling including process damping and utilizing multifrequency and semi-discretization methods. International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 54, 2012, p. 46-54.

11. [16] Altintas Y., Eynian M., Onozuka H. Identification of dynamic cutting force coefficients and chatter stability with process damping. CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 57, Issue 1, 2008, p. 371-374.

12. Altintas Y. Manufacturing automation : metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design / Cambridge University Press, New York, NY 10013-2473, USA 2012, 366p.

© Ю.В. Петраков, К.О. Трибрат

13. Fansen Kong, Peng Liu, Xiaoming Wang Experimental Investigation of Evolution Process of Nonlinear Characteristics from Chatter Free to Chatter / Journal of Modern Physics, 2011, 2, 1041-1050, 1041-1050

14. Петраков Ю.В. Автоматичне управління процесами обробки матеріалів різанням / УкрНІАТ, Київ, 2003, 383с.

15. Петраков Ю.В., Драчев О.И. Моделирование процессов резания / ТНТ, 2013, 240с.

16. Петраков Ю.В., Драчев О.И. Автоматическое управление процессами резания / ТНТ, 2014, 408с.

17. Nicolescu M., Frangoudis C., Semere D., Archenti A., Rashid A. New paradigm in control of machining system's dynamics / Journal of Machine Engineering, Vol. 15, No. 3, 2015 pp.117-137

18. Цыпкин Я. З., Устойчивость систем с запаздывающей обратной связью, Автомат. и телемех.,1946, том 7, выпуск 2-3, с.107–129

19. John S. Agapiou David A. Stephenson Metal Cutting Theory and Practice / Third Edition, 2016 by Taylor & Francis Group, LLC, 932 p.

20. Brandon C., Gegg l C., Steve Suh, Albert C.J. Luo Machine Tool Vibrations and Cutting Dynamics / Springer Science+Business Media, LLC 2011, 179 p.

21. Кудинов В.А. Динамика станков. М., Машиностроение, 1967, 360 с.

22. Петраков Ю. В., Трибрат К. О. Забезпечення динамічних характеристик технологічної оброблювальної системи / МАТЕРІАЛИ XVIII Міжнародної науково-практичної конференції, «МАШИНОБУДУВАННЯ ОЧИМА МОЛОДИХ: прогресивні ідеї – наука – виробництво», Краматорськ, 2018, с.152-155.

Стаття надійшла до редакції 01.04.2019

© Ю.В. Петраков, К.О. Трибрат

УДК 656.13

Н.В. Пономарьова, Т.В. Волкова
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

КІБЕРНЕТИЧНА МОДЕЛЬ ПРОЦЕСУ ПРОВЕДЕННЯ ПРОЦЕДУРИ МИТНОГО КОНТРОЛЮ ВАНТАЖІВ

Початковим етапом процесу розробки моделей складних систем, до яких відноситься процес проведення процедури митного контролю вантажів, є визначення цілей моделювання. Запропоновано модель для дослідження процесу проведення процедури митного контролю вантажів, яка враховує складну взаємодію підсистем та їх елементів. Як критерій ефективності запропоновано використовувати мінімум сумарних витрат часу, пов'язаних з непродуктивними простоями при здійсненні процедури митного контролю в залежності від його форми.

Ключові слова: *прикордонний пункт пропуску, митний контроль, кібернетична модель*

Н.В. Пономарёва, Т.В. Волкова

КИБЕРНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОВЕДЕНИЯ ПРОЦЕДУРЫ ТАМОЖЕННОГО КОНТРОЛЯ ГРУЗОВ

Начальным этапом процесса разработки моделей сложных систем, к которым относится процесс проведения процедуры таможенного контроля грузов, является определение целей моделирования. Предложена модель для исследования процесса проведения процедуры таможенного контроля грузов, которая учитывает сложное взаимодействие подсистем и их элементов. В качестве критерия эффективности предложено использовать минимум суммарных затрат времени, связанных с непродуктивными простоями при осуществлении процедуры таможенного контроля в зависимости от его формы.

Ключевые слова: *пограничный пункт пропуска, таможенный контроль, кибернетическая модель*

N. Ponomareva, T. Volkova

KIBERNETIC MODEL OF THE PROCESS OF CARRYING OUT THE CUSTOMS CONTROL OF CARGO

At the present stage of the development of the multipolar world, no country can develop in isolation. Thus, the initial stage of the development process of complex systems models, which includes the process of carrying out the procedure for customs control of cargoes, is to determine the objectives of the modeling. Since the elements of the process of customs control procedure are subsystems of a lower order, then as their characteristics, it is expedient to allocate the criteria for the effectiveness of the corresponding subprocesses - technical and operational or technical and economic indicators.The model for the study of the process of carrying out the procedure of customs control of cargoes, which takes into account the complex interaction of subsystems and their elements, is proposed. As a criterion of efficiency, it is proposed to use a minimum of total time costs associated with non-productive downtime in the implementation of the customs control procedure, depending on its form. The relationships between elements of the transport process in models are described using functional dependencies or algorithms. The presence of dependence shows the presence of the connection and vice versa. The relationships between elements of the transport process in models are described using functional dependencies or algorithms. The presence of dependence shows the presence of the connection and vice versa. A prerequisite for creating a model for the process of carrying out a customs control procedure in order to develop optimal managerial decisions is to identify the relationships at three levels - levels of material, information and financial flows.

Keywords:*border checkpoint, customs control, cybernetic model*

Постановка проблеми. Посилення інтеграційних процесів на макро- та мікрорівні пояснюється зростаючою взаємозалежністю економік окремих країн і має прояв в укладанні дво- та багатосторонніх угод щодо регулювання зовнішньоекономічної діяльності [1].

Митна діяльність на сьогодні в основному задовольняє вимоги держави на всіх геополітичних напрямках діяльності, на всій довжині митного кордону із сусідніми державами – Росією, Білоруссю, Польщею, Словаччиною, Угорщиною, Румунією та Молдовою, а також державами на морському пограниччі. Для рішення вищезгаданих проблем в системах доставки вантажів у міжнародному сполученні в останні роки все частіше застосовуються логістичні принципи. При цьому значну роль відіграє ефективна взаємодія усіх ланок логістичного ланцюга, складовою частиною якого являється процес проходження митних процедур.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. У своїй роботі митні органи використовують ряд інструментів, які покликані забезпечувати дотримання норм чинного законодавства та відіграють важливу роль у регулюванні зовнішньоекономічної діяльності. Одним із головних інструментів забезпечення економічної безпеки України, через призму діяльності її митних органів, є митний контроль. Окремою формою митного контролю є облік товарів і транспортних засобів (ТЗ) , що

© Н.В. Пономарьова, Т.В. Волкова

переміщуються через митний кордон України. Ця форма митного контролю застосовується в зв'язку з тим, що на митні органи покладено обов'язок вести статистичний облік товарів і ТЗ, що переміщаються через митний кордон [2].

На даний час практично відсутні загальновизнані системи обліку і контролю показників функціонування автотранспорту при здійсненні міжнародних перевезень вантажів [3,4]. Тому при міжнародних вантажних автомобільних перевезеннях, постійно виникають «приховані» проблеми, що пов`язані з перетином кордону однієї держави для в`їзду та виїзду на територію іншої, надмірними витратами часу на прикордонний контроль, митним оформленням та контролем транспортних засобів, товарів та предметів, а також можливими витратами часу на страхування майна при в`їзді та виїзді в країну.

Постановка завдань. Метою досліджень являється підвищення ефективності функціонування прикордонних пунктів пропуску за рахунок скорочення тривалості процедури митного контролю. Для досягнення мети в даній роботі розроблена кібернетична модель процесу проведення процедури митного контролю, яка враховує складну взаємодію підсистем та їх елементів.

Викладення основного матеріалу. Об'єктом дослідження являється процес проведення процедури митного контролю вантажів.

Згідно літературних джерел [5], митний контроль визначається як сукупність заходів, що здійснюються митними органами з метою забезпечення додержання законодавства України по митному ділу, під час переміщення через митний кордон України товарів та інших предметів.

Товари і транспортні засоби перебувають під митним контролем з моменту його початку і до закінчення згідно з заявленим митним режимом (ст. 43 МКУ). Тривалість знаходження товарів та транспортних засобів під митним контролем, як і кінцевий термін такого знаходження безпосередньо залежать від обраного митного режиму (рис. 1).

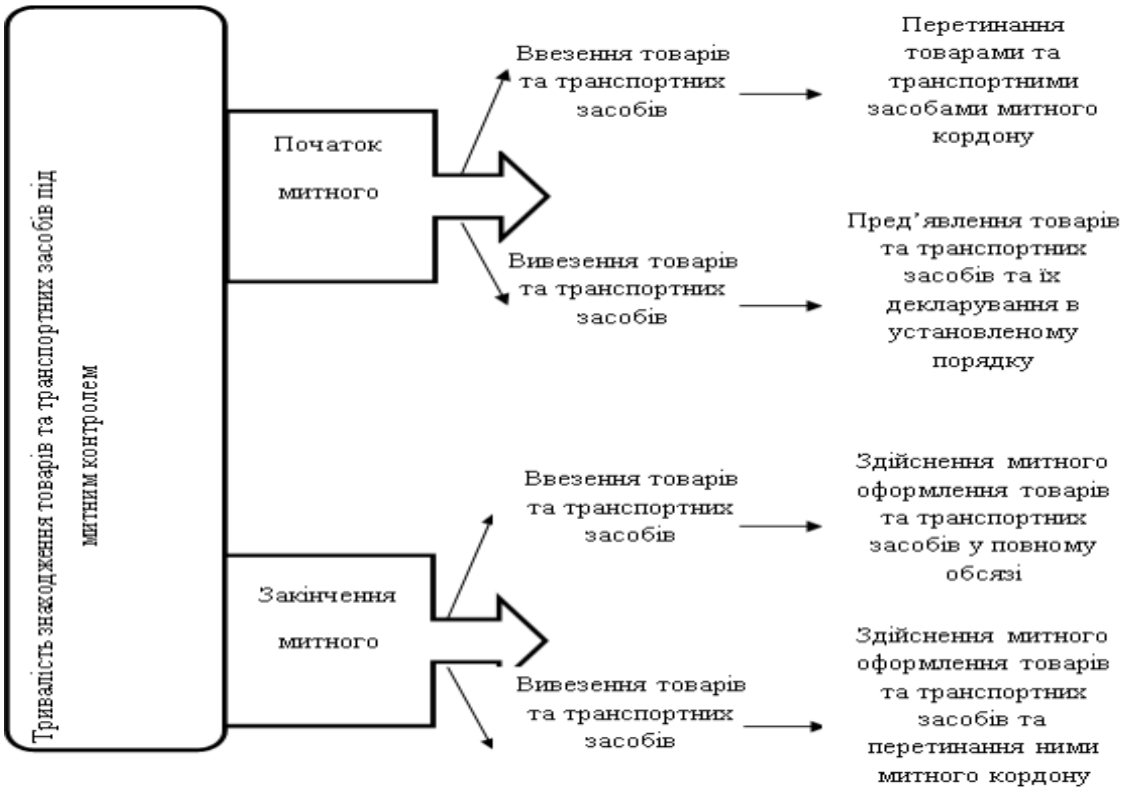


Рис. 1. **Тривалість знаходження товарів та транспортних засобів під митним контролем**

Оскільки елементи процесу проведення процедури митного контролю є підсистемами більш низького порядку, то в якості їх характеристик доцільно виділяти критерії ефективності відповідних підпроцесів – техніко-експлуатаційні або техніко-економічні показники (наприклад, для процесу митного контролю – час виконання операцій або їх вартість). Сукупність зв'язків, що дозволяє

прослідити вплив вхідних керованих параметрів на критерії ефективності функціонування системи, є математичною моделлю процесу дослідження.

Кібернетична модель процедури митного контролю вантажів наведена на рис. 2.

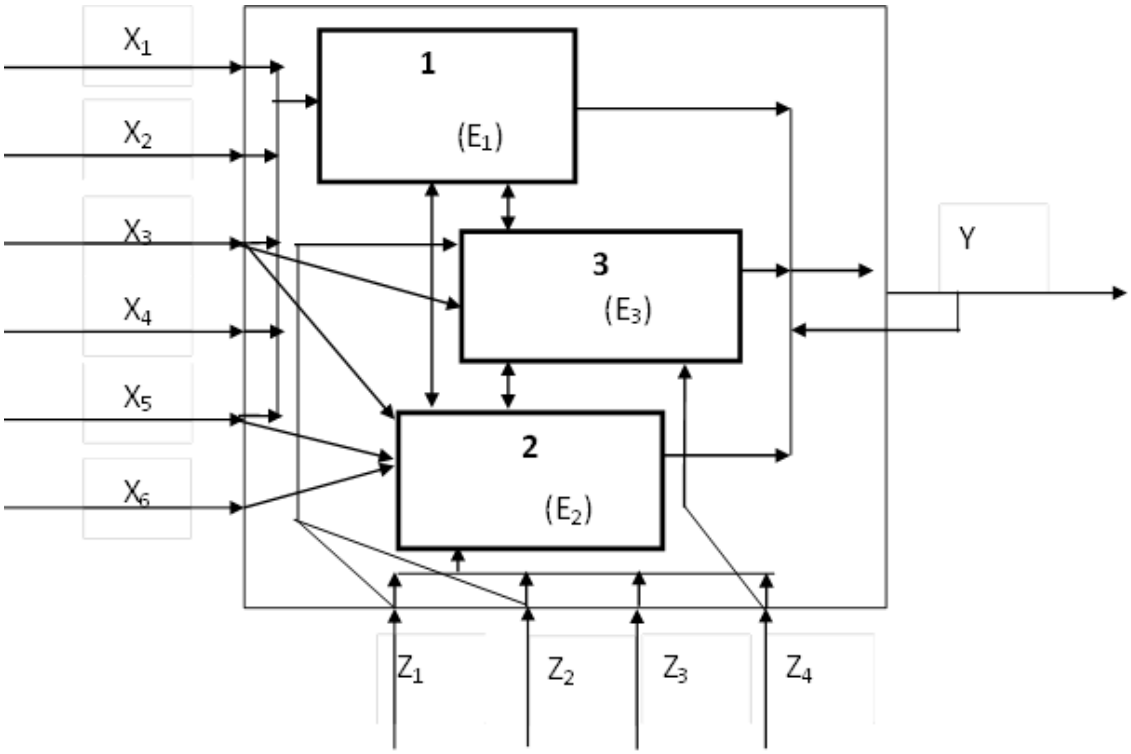


Рис. 2. **Кібернетична модель для дослідження процесу проведення процедури митного контролю вантажів**

У даному випадку вхідними керованими параметрами (X_1, X_2, X_3, X_4, X_5, X_6) являються відповідно обсяг та вид вантажу, вантажність та тип рухомого складу, кількість постів обслуговування, кількість заявок, інтенсивність прибуття автомобілів, форма митного контролю.

Зовнішніми параметрами (Z_1, Z_2, Z_3, Z_4) являються пропускна здатність пункту пропуску, кількість смуг руху, обладнання пункту пропуску технічними засобами митного контролю та зв'язку для отримання оперативної інформації про крадіжку автомобіля, контрабанду наркотиків або зброї; кількість співробітників митного посту у зміні.

Складовими елементами (Е) процесу проведення процедури митного контролю вантажів являються наступні: 1 – час на виконання технологічних транспортних операцій (T_1); 2 – час на виконання митних процедур (T_2); 3 – час на очікування операцій (процедур) (T_3).

Вихідним параметром (Y) являється сумарний час тривалості проведення процедури митного контролю

$$T = T_1 + T_2 + T_3 \to \min \tag{1}$$

Оскільки процеси проведення процедури митного контролю представляють собою складні системи взаємодіючих елементів, то доцільним при їх моделюванні є застосування методів системного аналізу, сутність яких полягає у виявленні зв'язків між складовими об'єкту дослідження та впливу кожного з них на ефективність функціонування системи у цілому [5].

Із використанням апарату теорії множин процес проведення процедури митного контролю розглядається на базі моделі $M_{МК}$ як сукупність наступних складових:

$$M_{MK} = \{\{X\},\{Y\},\{Z\},\{E\},\{L\}\}, \tag{2}$$

© Н.В. Пономарьова, Т.В. Волкова

де $\{X\}$ – вхідні впливи, що можуть бути змінені в процесі прийняття рішення щодо тривалості процедури митного контролю;

$\{Y\}$ – критерії ефективності процесу проведення процедури митного контролю вантажів;

$\{Z\}$ – впливи зовнішнього середовища, що не можуть бути змінені в процесі прийняття управлінського рішення, але мають бути при цьому враховані;

$\{E\}$ – складові елементи транспортного процесу;

$\{L\}$ – зв'язки між елементами транспортного процесу.

До керованих вхідних впливів у моделях процесів проведення процедур митного контролю та транспортного процесу відносяться:

- чисельні характеристики виробничих ресурсів: балансова вартість виробничих ресурсів, кількість постів обслуговування, кількість заявок, форма митного контролю, кількість транспортних засобів і механізмів, кількість робітників, що задіяні при обслуговуванні, продуктивність механізмів і машин, техніко-експлуатаційні та техніко-економічні показники їх використання та інше;

- чисельні характеристики організаційних впливів: характеристики режимів роботи окремих елементів митного та транспортного процесів – тривалість обслуговування на окремих ділянках, ритм роботи, інтервал надходження транспортних модулів та інші характеристики, рівень завантаження механізмів, рівень та ступінь механізації процесів переробки вантажопотоку та інше.

До впливів зовнішнього середовища в моделях відносяться в першу чергу чисельні характеристики попиту на послуги (митні, транспортні, супутні). В якості основних чисельних характеристик попиту на вантажні перевезення розглядаються параметри випадкових величин обсягу партії відправки, відстані доставки та інтервалу надходження окремих заявок та інші показники.

Крім параметрів попиту, до характеристик, що описують вплив зовнішнього середовища можуть відноситись вартісні характеристики виробничих і енергетичних ресурсів (ринкові ціни на ресурси різного типу). В моделях складних технологічних систем дані показники зазвичай приймаються як константи та вводяться до складу моделі у вигляді постійних числових значень техніко-економічних показників, що визначаються на підставі відповідних вартостей (наприклад – у вигляді собівартості виконання окремих технологічних операцій або собівартості роботи окремих механізмів).

Слід зауважити, що всі вхідні впливи, елементи системи, а також результат її функціонування описується виключно такими показниками, що можуть бути охарактеризовані чисельно.

Зв'язки між елементами транспортного процесу в моделях описуються за допомогою функціональних залежностей або алгоритмів. Наявність залежності свідчить про наявність зв'язку і навпаки. Обов'язковою умовою створення моделі процесу проведення процедури митного контролю з метою розробки оптимальних управлінських рішень є визначення зв'язків $\{L\}$ на трьох рівнях – рівнях матеріального, інформаційного і фінансового потоків.

Множина зв'язків $\{L\}$ у кібернетичній моделі білої скрині містить в собі чотири підмножини, що відповідають видам зв'язків

$$L_{MK} = \{L_{XE}, L_{ZE}, L_{EE}, L_{EY}\}, \tag{3}$$

де L_{XE} – зв'язки між керованими вхідними факторами і елементами системи: функціональні залежності або алгоритми, що дозволяють чисельно описати вплив керованих вхідних параметрів на чисельні характеристики окремих підпроцесів;

L_{ZE} – зв'язки між вхідними факторами, що описують вплив зовнішнього середовища, і елементами системи: функціональні залежності або алгоритми, що дозволяють чисельно описати вплив параметрів зовнішнього середовища на характеристики окремих технологічних процесів;

L_{EE} – зв'язки між елементами системи: функціональні залежності або алгоритми, що дозволяють чисельно описати взаємний вплив підпроцесів;

L_{EY} – зв'язки між елементами системи і показниками, що відображають ефективність її функціонування: функціональні залежності або алгоритми, що дозволяють чисельно описати вплив характеристик окремих елементів системи на загальний результат функціонування.

© Н.В. Пономарьова, Т.В. Волкова

У випадках, коли кількість виділених елементів процесу проведення процедури митного контролю є відносно невеликою, можуть виділятися зв'язки типу L_{XY} – зв'язки між керованими вхідними факторами і показниками ефективності функціонування системи. Наявність зв'язків такого типу є небажаною, оскільки вони не відображають особливості процесу проведення процедури митного контролю, що моделюються. Необхідність виділення зв'язків L_{XY} свідчить про недостатньо описану структуру системи. Наявність зв'язку, виділеного в кібернетичній моделі білої скрині означає, що між парою параметрів, які описують відповідні пов'язані елементи, існує функціональна залежність. Якщо дослідник не може визначити таку функціональну залежність, то на початковому етапі створення математичної моделі припускається її вербальний опис (на подальших етапах даний вербальний опис має бути формалізований).

Висновки. Для досягнення мети досліджень у роботі обґрунтовано вибір критерію ефективності функціонування системи (мінімум часу на проведення процедури митного контролю); побудовано кібернетичну модель для дослідження процесу проведення процедури митного контролю вантажів з виділенням вхідних керуючих впливів, факторів зовнішнього середовища, критерію ефективності, складових елементів системи. Також встановлено чотири типи зв'язків між зазначеними елементами кібернетичної моделі.

Перспективою подальших досліджень являється розробка імітаційної моделі функціонування митного пункту на основі мереж Петрі, яка дозволить врахувати різні імовірнісні фактори при проведенні процедури митного контролю. Це дозволяє вести моделювання, проводити аналіз та прогнозування роботи митного пункту не по середнім або технологічним, а по оперативно розрахованим нормам на кожен конкретний об'єкт управління. На підставі результатів моделювання функціонування митного пункту за критерієм мінімізації міжопераційних простоїв можна приймати управлінські, технологічні, конструктивні рішення, змінювати вхідні параметри, здійснювати перспективне планування на підставі інформації про зайнятість постів обслуговування, кількості смуг руху, технологічних ліній, бригад та кількості робітників в них, ступеня завантаження митного пункту, тривалості процедури митного контролю, а також аналізувати час перебування вантажу на митниці.

Література

1. .Бережнюк І.Г. Теоретичні основи та сутність митної справи / Бережнюк І.Г. // Вісник Академії митної служби України. – 2003. – №3. – С.13.

2. Митний кодекс України. – [Електронний ресурс]. – Режим доступу:http://sfs.gov.ua/mk/

3. Вакульчик О. М. Використання досвіду ЄС в побудові системи законо-давчого та методичного забезпечення митного постаудиту в Україні / О.М. Вакульчик, Т. С. Єдинак,О. О. Книшек // Вісник Академії митної служби України. Серія: «Економіка». – 2013. – № 2 (50). – С. 11–23.

4. Тоцька Т.С. Державне регулювання митної вартості імпортних товарів / Т.С. Тоцька // Держава та регіони. – [серія: державне управління]. – 2010. – № 2. – С 226-231.

5. Гребельник О.П. Митна справа: [підручник] / О.П. Гребельник; 4-те вид., оновл. та доповн. – К.: Центр учбової літератури, 2014. – 472 с.

Рецензенти:

Войтов В.А., д-р техн. наук, проф. Харківський національний технічний університет сільського господарства ім. Петра.Василенка, Харків.

Волков В.П., д-р техн. наук, проф. Харківський національний автомобільно-дорожній університет, Харків.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Н.В. Пономарьова, Т.В. Волкова

УДК 656.13–051:159.91

О.В. Прасоленко
Харківський національний університет міського господарства імені О. М. Бекетова

ЗАКОНОМІРНОСТІ ЗМІНИ ФУНКЦІОНАЛЬНОГО СТАНУ ВОДІЯ В УМОВАХ ВЕЧІРНІХ СУТІНОК НА МІСЬКИХ ВУЛИЦЯХ

Досліджено зміну функціонального стану водія в умовах вечірніх сутінок при взаємодії з пішоходами. Для визначення функціонального стану використано метод ЕКГ. Для визначення впливу параметрів розташування пішоходів на пішохідних переходах на виникнення умовної реакції організму водія використано кутову швидкість руху відносно пішохода. Встановлено, що при зменшенні освітленості в умовах вечірніх сутінок зменшується частота умовної реакції водія на пішохода.

Ключові слова: *водій, пішохід, функціональний стан, кутова швидкість, освітленість.*

А.В. Прасоленко
Харьковский национальный университет городского хозяйства имени А. Н. Бекетова

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ВОДИТЕЛЯ В УСЛОВИЯХ ВЕЧЕРНИХ СУМЕРЕК НА ГОРОДСКИХ УЛИЦАХ

Исследовано изменение функционального состояния водителя в условиях вечерних сумерек при взаимодействии с пешеходами. Для определения функционального состояния использован метод ЭКГ. Для определения влияния параметров расположения пешеходов на пешеходных переходах на возникновение условной реакции организма водителя использовано угловую скорость движения относительно пешехода. Установлено, что при уменьшении освещенности в условиях вечерних сумерек уменьшается частота условной реакции водителя на пешехода.

Ключевые слова: *водитель, пешеход, функциональное состояние, угловая скорость, освещенность.*

O. Prasolenko
O. M. Beketov National University of Urban Economy in Kharkiv

REGULARITY OF CHANGES IN THE FUNCTIONAL STATE OF THE DRIVER ON URBAN STREETS AT TWILIGHT

The change in the functional state of the driver in the evening twilight when interacting with pedestrians was investigated. To determine the functional state used ECG method. To determine the influence of the parameters of the location of pedestrians at pedestrian crossings on the occurrence of the conditional reaction of the driver's body, the angular velocity of movement relative to the pedestrian is used. It is established that with a decrease in illumination in the evening twilight, the frequency of the conditional reaction of the driver to a pedestrian decreases.

Keywords: *driver, pedestrian, functional state, angular velocity, illumination.*

Постановка проблеми. Згідно з [1–4] найбільша кількість і тяжкість наслідків від дорожньо-транспортних пригод відбувається у темну пору доби. Водії гірше бачать перешкоди під час руху, не вчасно розпізнають зміни траєкторій руху інших транспортних засобів та з запізненням реагують на появу пішоходів. Причиною цього є зниження зорової ефективності сприйняття дорожнього середовища водієм. Сенсорна інформація, що надходить до водія з боку дорожнього середовища є основою вибору стратегії і тактики поведінки водія на дорозі. Помилки під час керування водієм викликані, як правило, не вірно розпізнаними сигналами і стимулами. Саме брак інформації в темну пору для водія є основною проблемою під час керування. Діяльність водія в темну пору доби викликає емоційне напруження під час руху та при виникненні небезпечних ситуацій значні здвиги функціонального стану. Проблеми взаємодії водія з пішоходами на нерегульованих пішохідних переходах в умовах вечірніх сутінок викликають особливу увагу. Основною причиною є не розпізнавання пішоходів за силуетом та фоном. При цьому, для водія основними носіями інформації є кутові швидкості об’єктів середовища [1].

В статті розглянуто закономірності зміни функціонального стану водія в умовах вечірніх сутінок на міських вулицях при взаємодії з пішоходами.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. У процесі водіння на дорозі водій визначає свої дії по керуванню автомобілем на основі інформації, джерелом якої є дорожнє середовище. Окремі елементи дорожнього середовища або їх сукупність у цілому виступають як носії інформації. З позиції інженерної психології визначаються як сигнали (подразники), що викликають певну реакцію з боку водія. Комплексна сенсомоторна реакція людини складається з двох періодів – прихованих (латентних) і моторних, в процесі яких реалізуються рішення і дії водієм [1–4].

В дорожніх дослідженнях психофізіологічна діяльність людини розглядається як комплекс дій і операцій, що здійснюються в процесі трудової діяльності. Отже, робота водія може бути

© О.В. Прасоленко

представлена рядом операцій, таких як водіння по кривій, обгін, стабілізація автомобіля, проходження перехрестя і т.д. Сукупність трудових операцій, що виконуються водієм, може бути представлена як багаторівнева система, що включає три основні групи психофізіологічних процесів [2]:

– зорове сприйняття (сприйняття інформації);

– робота центральної нервової системи (обробка та зберігання інформації);

– ефективна діяльність (відповідні дії на ухвалене рішення).

Переробка інформації в свідомості водія здійснюється в кілька етапів. На першому етапі сприймається інформація та виділяються корисні сигнали з шуму. У результаті у свідомості водія формуються первинні образи зовнішнього середовища. У той же час, з боку дорожнього середовища (об'єкти зовнішнього середовища), на аналізатори впливають стимули, серед яких є релевантні або оперативні (тобто ті що стосуються даного моменту процесу управління автомобілем) і нерелевантні (тобто «шум», який не має прямого значення для водія). Останнім періодом реакції водія на зовнішнє середовище є моторний період, протягом якого виконуються прийняті рішення.

Інформація про умови руху на ділянці дороги йде від зовнішнього середовища до водія через сенсорний вхід – систему аналізаторів. З усіх аналізаторів водія найважливішим є зір. У процесі руху 90–95% всієї вхідної інформації з зовнішнього середовища сприймається зоровим аналізатором. Функціонування системи «дорожня обстановка – водій – автомобіль» багато в чому залежить від того, наскільки точно і надійно працює зоровий аналізатор. Розпізнавання зображень зовнішнього світу в зоровому аналізаторі людини здійснюється послідовно, тобто увагу водій перемикає на наступний предмет тільки після майже повного розпізнавання попереднього.

Особливо важливою характеристикою прийому зорової інформації є здатність водія до сприйняття об'єктів дорожньої середовища в темний час доби [2]. Відповідно до функцій клітин сітківки ока в темних приміщеннях працюють в основному палички (світлочутливі клітини). Колбочки (кольорочутливі клітини) практично не працюють, тому що для їх збудження в темних приміщеннях недостатньо світла, і тому кольори не розрізняються. Це ускладнює впізнання предметів. Після того, як людина потрапляє в темряву, починає змінюватися чутливість сітківки. Зоровий аналізатор пристосовується до нових умов. Пороги збудження паличок і колбочок знижуються, і світло, яке раніше було невидимим, стає видимим і починає здаватися більш яскравим. Адаптація колбочок завершується протягом семи хвилин, в той час як адаптація паличок триває більше години. Крім адаптації паличок і колбочок, в темряві розширюється зіниця, що супроводжується збільшенням освітлюваної площі сітківки. Тому, після зустрічі з автомобілем у нічний час доби водій практично нічого не бачить протягом 5–10 с, процес руху здійснюється наосліп. Якщо такі зустрічі повторюються 10–15 разів на годину, то дуже швидко розвивається зорове стомлення.

Крім того, осліплення дезорганізує роботу водія, зменшує кількість сприйнятої інформації і призводить до помилок і аварій. У темний час доби розширення зіниці ока водія супроводжується розширенням кута його зору. В результаті цього спотворюється уявлення про розміри предмета. Тому в темний час доби виникає найбільше помилок при визначенні відстаней між автомобілями і ширини проїзної частини дороги та узбіч.

У міру наближення до пішоходу світло фар все яскравіше висвітлює пішохода. У якийсь момент часу освітленості пішохода і фону порівнюються, і пішохід, зливаючись з фоном, «пропадає». Якщо в такий момент пішохід почне переходити дорогу, то можливий наїзд на нього. Аналогічне явище може виникнути і при так званій «світловий завісі», коли сильний світловий промінь від фар автомобіля, що рухається на зустріч, як би приховує розташовані за ним предмети, автомобілі, пішоходів. Оптичні ілюзії і галюцинації найчастіше з'являються при ослабленні зорової уваги, при зоровому стомленні. Суттєвим моментом в трудовій діяльності водія є сприйняття часу. Уміння точно оцінювати часові інтервали при маневруванні має вирішальне значення для забезпечення безпеки руху. Найбільш точно оцінює водій інтервали, рівні 0,75 с. На точність сприйняття часу впливають тренованість водія, стомлення, індивідуальні особливості людини і його емоційний стан.

Регулюючи швидкість і траєкторію руху у темну пору доби на міських вулицях, водій змінює обсяг і швидкість інформаційного потоку, тобто змінює вплив навколишнього середовища. Таким чином, зміна режиму руху може розглядатися як протидія водія дії носіїв інформації навколишнього середовища (або стимулів, що надходять з середовища руху). Дослідження Е.В. Гаврилова показали, що інформаційне навантаження на водія здійснюється кутовими

швидкостями руху об'єктів навколишнього середовища і положенням цих об'єктів щодо напрямку руху [1]. Коли об'єкти навколишнього середовища сприймаються в русі, їх кутові швидкості перетворюються на видимі. Через видимі швидкості водій сприймає абсолютну віддаленість рухомих об'єктів, а через відмінності або зміни видимої швидкості – відмінності або зміни відстані. Віддалення або наближення об'єкта навколишнього середовища до лінії погляду водія підвищує ефект кутової швидкості. Тому, кутова швидкість об'єкта і його положення щодо напрямку руху водія можуть розглядатися як умовні стимули, що інформують водія про відстань рухомого об'єкта.

Умовний рефлекс до кутової швидкості формується протягом життя [1, 2]. Часто зустрічі з об'єктом навколишнього середовища супроводжуються зіткненнями людини з ним. В результаті, кутова швидкість перетворюється на умовний подразник, що сигналізує про появу небезпечного для людини безумовного рефлексу.

Мінімальне значення кутової швидкості, яке викликає у водія ледь помітне відчуття руху об'єкта, становить 15–30 хв/с. Чітка різниця в русі об'єкта навколишнього середовища досягається при кутовій швидкості 0,0524 рад/с. При кутовій швидкості руху 3,6 рад/с візуальні відчуття не виникають через коротку тривалість часу експозиції зображення об'єкта на сітківці. Водій може помітити різницю кутових швидкостей руху двох точок, тільки якщо ці кутові швидкості відрізняються за розмірами не менше ніж на 15–20% [2].

Дослідження показали, що кутові швидкості здатні сигналізувати про наближення небезпечного об'єкта і викликати умовну реакцію. Під сигнальним значенням мається на увазі здатність кутової швидкості сигналізувати водія про наближення небезпечного об'єкта і викликати умовну реакцію, що проявляється в миттєвій зміні швидкості і траєкторії руху або появі змін фізіологічних та психологічних у водія [1].

Мета дослідження. Для визначення закономірності зміни функціонального стану водія в умовах вечірніх сутінок на міських вулицях при взаємодії з пішоходами потрібно:

– визначити закономірності зміни кутових швидкостей;

– визначити частоту появи умовної реакції у водія через здвиг функціонального стану на появу пішохода.

Основні матеріали дослідження.

Отже зв'язок кутової швидкості з віддаленістю об'єктів середовища зумовлює її сигнальне значення, під яким мається на увазі здатність кутової швидкості сигналізувати наближення небезпечного об'єкта та викликати умовну реакцію, що виражається в мимовільному відхиленні людини від цього об'єкта. Для оцінки сигнального значення пропонується використовувати ймовірність знаходження пішохода у небезпечному для водія стані. Ці ймовірності можуть бути отримані шляхом статистичної обробки експериментальних даних про вплив пішоходів на функціональний стан водія. Сигнальне значення пішохода будемо оцінюватися за частотою того, що фактичне значення RR інтервалу електрокардіограми водія при зустрічі з пішоходом буде менше, ніж гранична межа. Граничне значення RR інтервалу було визначено на межі довірчого інтервалу для математичного очікування RR інтервалу [1]. Таким чином, кутові швидкості руху відносно пішоходів, які розташовані на краю проїжджої частини, можуть впливати на параметри руху автомобілів. Схема для визначення співвідношення кутової швидкості відносно пішохода показана на рис.1, зміна кута периферійного зору водія, що залежить від швидкості руху представлена на рис. 2.

Величину кутової швидкості пішохода визначаємо за формулою[3]

$$\omega = \frac{V_i \cdot \sin\gamma}{l} \cdot \frac{\pi}{180}, \qquad (1)$$

де V_i – лінійна швидкість руху відносно пішохода, м/с;

l – відстань від водія до пішохода, м.;

γ – кут периферійного зору який залежить від швидкості руху водія автомобіля (рис. 1).

© О.В. Прасоленко

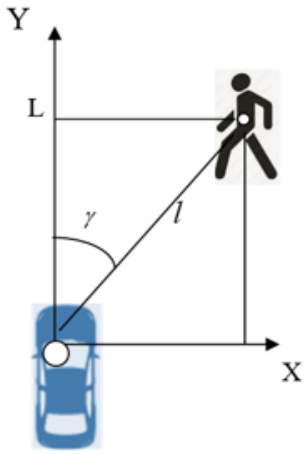


*Рис.1.***Схема для визначення кутової швидкості пішохода (Y- напрям водіння автомобіля)**

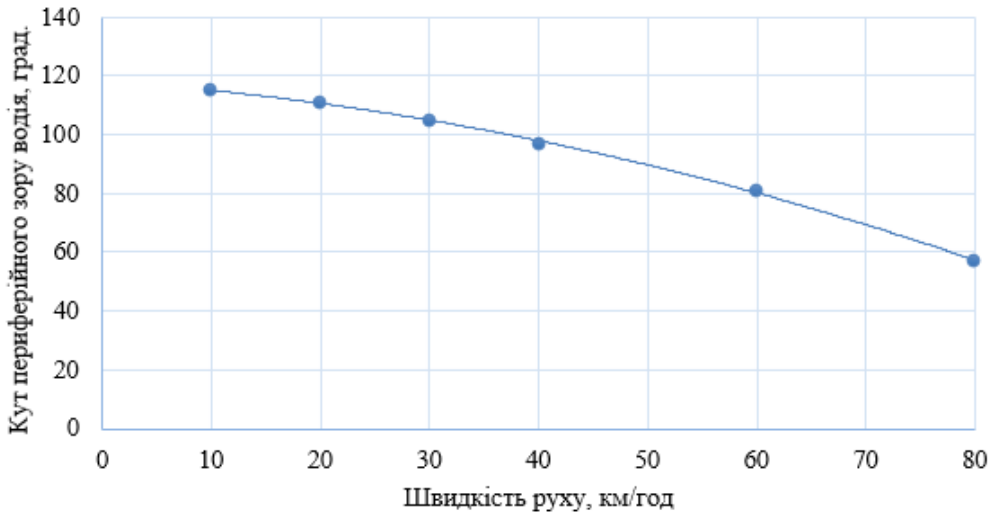


*Рис.2.***Залежність кута периферійного зору водія від швидкості руху [3]**

Відстань від водія до пішохода визначаємо за формулою

$$l = \sqrt{L^2 + x^2}, \tag{2}$$

де L – відстань від водія до пішохода у напрямку руху автомобіля, м;

x – бічне відстань перпендикулярно від водія до пішохода, м.

Експериментальні дослідження виконували на вулицях міста на не регульованих пішохідних переходах. У експериментах використовувалися автомобілі класу «B» і «C». В процесі експериментальних заїздів здійснювалась безперервна реєстрація параметрів руху, показників функціонального стану водія.

Параметри руху, дороги були зафіксовані за допомогою пристрою Racelogic [5, 6]. VideoVbox був використаний для запису фактичної траєкторії автомобіля, фактичної швидкості і ряду інших параметрів.

Функціональний стан водія оцінювали за результатами безперервної реєстрації електрокардіограми (ЕКГ) [1–4]. Для реєстрації ЕКГ водія використовувався стандартний холтер «CardioSens».

Під час обробки електрофізіологічних характеристик стану досліджуваних водіїв були розраховані характеристики:

$$\Delta F = \frac{F_O - F}{F_O}, \tag{3}$$

де ΔF – зміна частоти серцевих скорочень;

F , F_O – час RR інтервалу електрокардіограми при русі по дорозі і в стані перед поїздкою, мс.

Для участі в експериментах була сформована група з 6 водіїв з професійним досвідом від 3 до 7 років і віком від 20 до 25 років. Група включала водіїв з високою функціональною рухливістю нервових процесів, високою збудливістю і реактивністю. Водії з такими властивостями нервової системи є «найгіршими» у складі транспортного потоку. Вони часто потрапляють у аварії і віддають перевагу ситуаціям з низьким рівнем стимуляції. Якщо «гірші» водії успішно справляються з завданнями водіння автомобіля на дорозі, то інші водії успішно виконуватимуть свої функції [1].

Формування умовного рефлексу до кутової швидкості відносно пішохода за формулою (1) встановлювали експериментально на прямій горизонтальній ділянці вулиці. Вулиця була шириною 12 м з чотирма смугами руху (рис. 3).

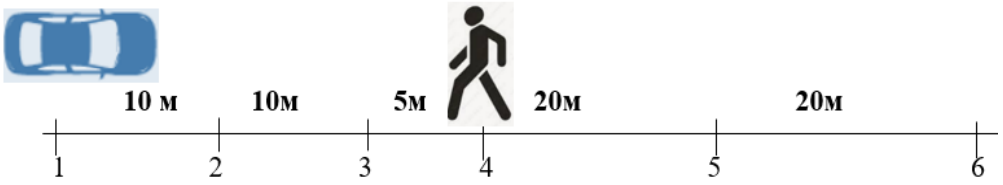


Рис.3. **Розташування контрольних точок фіксації параметрів руху і функціонального стану водія при взаємодії з пішоходом**

У межах експериментального відрізку розташовувалися контрольні точки. Четвертий підрахунковий пункт знаходився на пішохідному переході (рис. 3). У кожній контрольній точці, використовуючи VideoVbox фіксували положення транспортного засобу та параметри руху. Експерименти почали з заїздів на експериментальній ділянці з нерегламентованим режимом, тобто рух здійснювався з бажаною швидкістю і траєкторією для водія в світлу пору. Кожен водій виконував 10 заїздів. Експериментальний заїзд починали на відстані 400 м від пішохідного переходу. Кожний заїзд виконувався в час максимальної відсутності інших транспортних засобів в межах експериментальної зони. Всі заїзди виконувались при різному освітленні в умовах вечірніх сутінок [7]. Результати дослідів показали, що при наближенні пішохода в поздовжньому напрямку дороги, бічна відстань від водія автомобіля до пішохода в перерізі дороги збільшується.

Результати експериментів з нерегламентованим режимом дозволили встановити середні значення показників функціонального стану водія та їх довірчі інтервали. Вихід фактичних показників функціонального стану за межі довірчого інтервалу був використаний для визначення реакції водія на вплив умовного подразника (пішохода) в подальших експериментах з регламентованим режимом руху при зміні освітленості.

Регламентований режим руху здійснювався по експериментальній ділянці з певною швидкістю (20, 30, 40, 50 км/год) на заданій відстані відносно пішохода (лівий ряд, правий ряд для водія).

Частоту виникнення умовної реакції водія на пішохода розраховували за формулою:

$$P_r = \frac{n}{N}, \tag{4}$$

де n – кількість випадків умовної реакції організму водія у виді перевищення граничних характеристик функціонального стану;

N – загальна кількість реакцій.

Кількість зустрічей водія з пішоходом, які отримали підкріплення у вигляді перевищення граничних характеристик функціонального стану водія при кутовій швидкості пішохода (час RR інтервалу електрокардіограми під час експериментального заїзду < часу RR інтервалу в нерегламентованому режимі, тобто за власними обраними швидкостями та траєкторіями руху без наявності пішохода та інших перешкод) представлено на рис. 4.

© О.В. Прасоленко

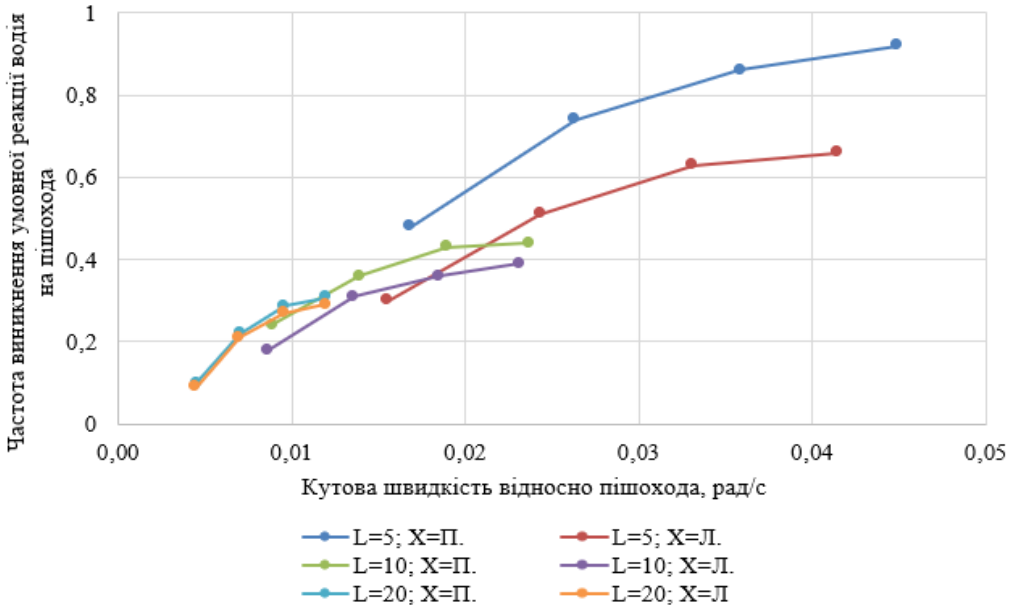


Рис. 4. **Частота виникнення умовної реакції водія на пішохода при зміні кутової швидкості в умовах до заходу сонця (де L – відстань до пішохода в напрямку руху, м; П – рух у правому ряді; Л – рух у лівому ряді)**

З рис. 4 видно що найбільша частота здвигів функціонального стану водія відбувається саме на пішохідному переході при русі у правому ряду. На питання чи зміниться умовна реакція водія на пішохода при зміні освітленості було виконано дослідження для даної характеристики (рис. 5).

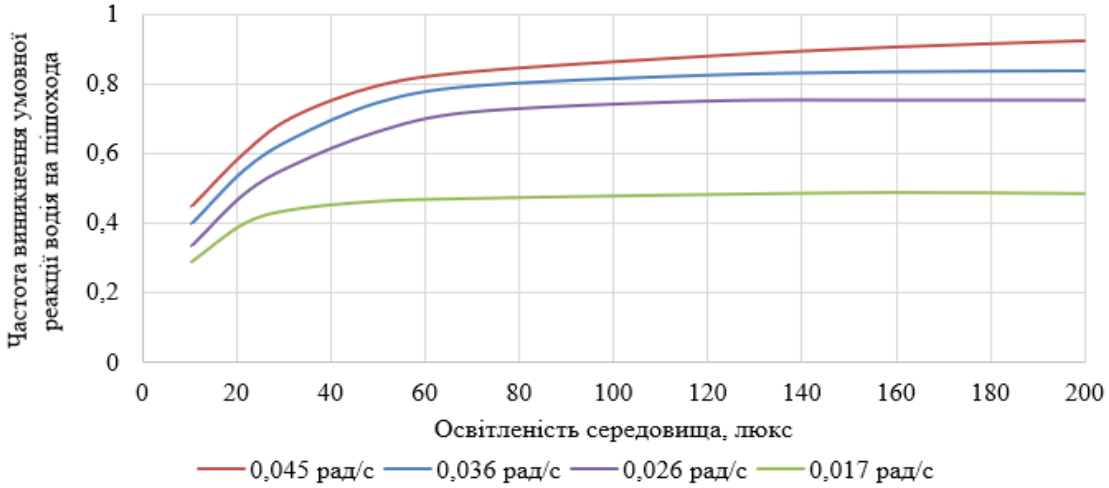


*Рис 5.***Зміна частоти умовної реакції водія на кутову швидкість пішохода при зміні освітленості в умовах вечірніх сутінок**

Висновки. Пішоходи створюють відчуття суб'єктивної небезпеки у водія. Водій інстинктивно зменшує швидкість руху, тим самим зменшує можливий вплив пішохода на свій функціональний стан. Якщо водій не сповільнюється, його пульс збільшується. Кутова швидкість пішохода по відношенню до водія може розглядатися як умовний подразник, який сигналізує про наближення небезпеки і викликає умовну реакцію, що проявляється в зміні швидкості, траєкторії та зміні функціонального стану водія. Проте, дослідження виконані при зміні освітленості показали, що частота умовного рефлексу здвигу серцебиття у водія при зменшенні освітленості зменшується. Водії перестають відчувати небезпеку і тим самим нехтують появою пішохода, тому що вони не встигають його розгледіти. При освітленості менше 50 люкс слід розглянути питання своєчасного ввімкнення освітлення.

© О.В. Прасоленко

Список використаних джерел

1. Гаврилов Э. В. Теоретические основы проектирования и организации условий дорожного движения с учетом закономерностей поведения водителей [Текст] : дис. … докт. техн. наук / Э. В. Гаврилов. – К. : КАДИ, 1992. – 300 с.

2. Гаврилов Э. В. Эргономика на автомобильном транспорте. / Э. В. Гаврилов – К.: Техника, 1976. – 152 с.

3. Бегма И. В. Учет психофизиологии водителей при проектировании автомобильных дорог / И. В. Бегма, Э. В. Гаврилов, Я. А. Калужский. — М. : Транспорт, 1976. — 88 с.

4. Лобанов Е. М. Проектирование дорог и организация движения с учетом психофизиологии водителя / Е. М. Лобанов. – М. : Транспорт, 1980. – 311 с.

5. Лобашов О.О. Вплив характеристик дорожнього руху на функціональний стан водія / О.О. Лобашов, О.В. Прасоленко // Коммунальное хозяйство городов. – 2018. – Вип. №. 7 (146). – С. 40 – 45.

6. Prasolenko, O., Lobashov, O., & Galkin, A. (2015). The Human Factor in Road Traffic City. International Journal of Automation, Control and Intelligent Systems, 1(3), 77–84.

7. О.О. Лобашов, О.В. Прасоленко, Д.Л. Бурко. Закономірності зміни часу реакції водія у темну пору доби //Міжвузівський збірник "НАУКОВІ НОТАТКИ". Луцьк. – 2019. – Вип. №65. – С. 142–146.

Рецензенти:

Давідіч Ю.О., доктор технічних наук, професор, Харківський національний університет міського господарства імені О.М. Бекетова, професор кафедри «Транспортних систем и логістики», Харків, Україна.

Гюлєв Н.У., доктор технічних наук, професор, Харківський національний університет міського господарства імені О.М. Бекетова, доцент кафедри «Транспортних систем и логістики», Харків, Україна.

Стаття надійшла до редакції 02.05.2019

© О.В. Прасоленко

УДК: 620.179.16 (669.717:621.791.3)

Г.В. Приходько[1], О.С. Приходько[1], Р. Новак[2], Г. Бружда[2], Н. Собчак[2.3], А.В. Маткова[1], І. Кабан[4]

[1]*Луцький національний технічний університет*
[2]*Foundry Research Institute, 73 Zakopianska St., 30-148, Krakow, Poland*
[3]*Institute of Precision Mechanics, 3 Duchnicka Str., 01-796 Warsaw, Poland*
[4]*IFW Dresden, Institute for Complex Materials, Helmholtzstr. 20, 01069 Dresden, Germany*

ПРО ЗМОЧУВАННЯ ДИБОРИДУ ТИТАНУ TIB2 СПЛАВОМ Al88Si12 ПРИ КОНТАКТНОМУ НАГРІВІ

Досліджено змочування дибориду титану евктектичним сплавом Al88Si12 за методом контактного нагрівання, встановлено залежності кутів змочування від температури.

Ключові слова: *диборид титану, сплав Al88Si12, контактне нагрівання, змочування.*

Г.В. Приходько, О.С. Приходько, Р. Новак, Г. Бружда, Н. Собчак, А.В. Маткова, И. Кабан

О СМАЧИВАНИИ ДИБОРИДА ТИТАНА TIB2 СПЛАВОМ Al88Si12 В СЛУЧАЕ КОНТАКТНОГО НАГРЕВА

Проведено исследование смачивания диборида титана эвтектическим сплавом методом контактного нагревания, получены зависимости углов смачивания от температуры.

Ключевые слова: *диборид титана, сплав Al88Si12, контактный нагрев, смачивание.*

H. Prykhodko, O. Prykhodko, R. Nowak, G. Bruzda, N. Sobczak, A. Matkova, I. Kaban

ABOUT WETTING OF TITANIUM DIBORIDE BY Al88Si12 ALLOY BY CONTACT HEATING

The wetting of titanium diboride by Al88Si12 alloy has been investigated by the contact heating technique, the temperature dependences of the wetting anglehas been determined.

Keywords: *titanium diboride, wetting, Al88Si12 alloy, method of contact heating.*

Постановка проблеми. Розвиток сучасного матеріалознавства і потреба в нових матеріалах з високими експлуатаційними характеристиками, зокрема високотемпературних надміцних керамік, приводить до необхідності вивчення способів обробки та з'єднання цих матеріалів в різних поєднаннях. В зв'язку з цим, розробка технологій спаювання та зварювання керамік є важливою проблемою, а дослідження адгезії та змочування залишається високоактуальним і на даний час.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Одним з головних факторів, які забезпечують високу адгезивну міцність та якісне з'єднання є змочування поверхні з'єднуваних частин рідким металом-з'єднувачем. Змочування вважається хорошим, якщо кут змочування становить менше 90^0, однак, для практичного застосування ця умова формулюється більш жорстко – крайовий кут змочування повинен лежати в діапазоні $20\text{-}30^0$ [5]. Проблеми і результати досліджень змочування дибориду титану розплавом чистого алюмінію викладено в праці [7]. Було встановлено крайові кути змочування за температури 1300^0C.

Дослідження змочування дибориду титану алюмінієвими сплавами є важливим ще і тому, що порошки керамік, в тому числі дибориду титану, використовується для наноструктуризації виробів, виготовлених 3D друком технологією селективного лазерного нагрівання. Наприклад, в статтях [1-4] було показано, що додавання керамічних мікро- або наночастинок-інокулянтів до алюмінієвих сплавів суттєво поліпшує мікроструктуру виробів та їх фізико-механічні характеристики. Зокрема, в роботі [8] були проведені дослідження впливу мікропорошку дибориду титану на мікроструктуру та кристалічну текстуру алюмінієвого сплаву Al-12Si і показано, що додання домішки TiB2 значно підвищує текучість і мікротвердість сплаву.

Постановка завдань. В даній роботі проведено дослідження змочування керамічних пластинок TiB2 евтектичним алюмінієво-кремнієвим сплавом Al88Si12 за методом контактного нагрівання (CH - contact heating) до температури 800°C, 900°C і 1000°C та ізотермічної витримки протягом 30 хв.

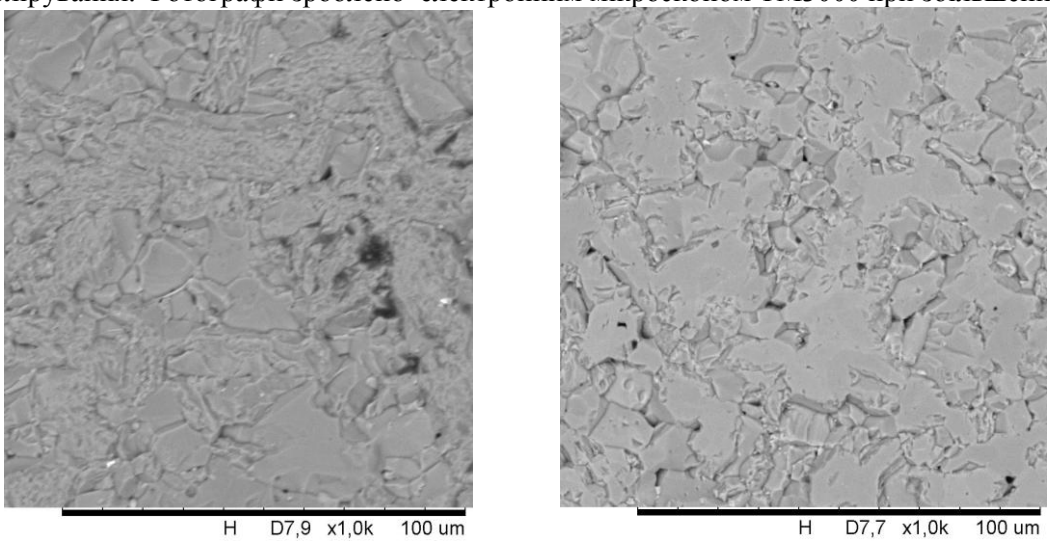
Викладення основного матеріалу. Дослідження проводилось на унікальному обладнанні Центру високотемпературних досліджень Інституту ливарництва в м. Кракові. Детальний опис обладнання можна знайти, наприклад, в каталозі [6].

© Г.В. Приходько, О.С. Приходько, Р. Новак, Г. Бружда, Н. Собчак, А.В. Маткова, І. Кабан

В якості зразків для досліджень використовувались пластинки з дибориду титану розміром 15 мм х 15 мм х 3 мм та евтектичний сплав Al88Si12 у вигляді прутка діаметром ~5мм. Методика контактного нагрівання полягає в одночасному нагріванні пластинки зі шматочком зразка об'ємом близько 100 мм^3 до заданої температури і витримуванні протягом заданого часу.

Підготовка до досліду.

Перед високотемпературним дослідженням пластинки дибориду титану були відполіровані на полірувально-шліфувальній машині Struers TegraPol-31 та обезжирені ізопропіловим спиртом в ультразвуковій ванні. Пруток сплаву Al88Si12 було нарізано на шматочки висотою ~5 мм і очищено від оксидів. На фотографіях рисунку 1 показана мікроструктура поверхні пластинок до та після полірування. Фотографії зроблено електронним мікроскопом TM3000 при збільшенні 1000х.



а) б)

Рис. 1. **Поверхня пластини TiB2 до (а) та після (б) полірування.**

Методика проведення досліду.

Пластинка дибориду титану та зразок алюмінієвого сплаву розміщувались на керамічній підставці (Al_2O_3), яка розміщувалась всередині однієї із випробувальних камер експериментального приладу. Дослідження проводилось при глибокому вакуумі з тиском порядку 10^{-6} – 10^{-5} Па для уникнення впливу атмосферного кисню та азоту на компоненти сплаву та пластинки. Пластинка зі сплавом нагрівалась до заданої температури і витримувалась півгодини при цій температурі. Швидкість нагріву та охолодження підтримувалась на сталому рівні і складала 15 ^{0}С/хв для нагріву та 20 ^{0}С/хв для охолодження.

Під час експерименту контролювалась температура та тиск всередині випробувальної камери, та велась відеозйомка зразка зі швидкістю 100 кадрів в секунду.

Для визначення кутів змочування і діаметру краплі з отриманих фотографій зразка на пластинці було розроблено спеціальне програмне забезпечення. Для побудови полінома, що описує форму краплі в областях контакту використовувався числовий метод найменших квадратів. Кут змочування визначався як арктангенс похідної від отриманого полінома в точці контакту краплі з поверхнею пластинки. Результати автоматичного розрахунку кутів контролювались ручним (графічним) методом в кількох ключових моментах експерименту.

Результати обрахунків результатів експерименту при температурі витримки 900^{0}С показано на графіках (рис. 2). На рисунку також показано фото пластинки з краплею сплаву після експерименту, а також кілька кадрів відеозйомки (початок, середина та кінець досліду).

Із наведених графіків видно, що при температурах 880-890 (^{0}С) починається різке зменшення кута змочування. Перехід через кут 90^0 відбувається вже за 7-8 хвилин витримки при температурі 900 ^{0}С.

© Г.В. Приходько, О.С. Приходько, Р. Новак, Г. Бружда, Н. Собчак, А.В. Маткова, І. Кабан

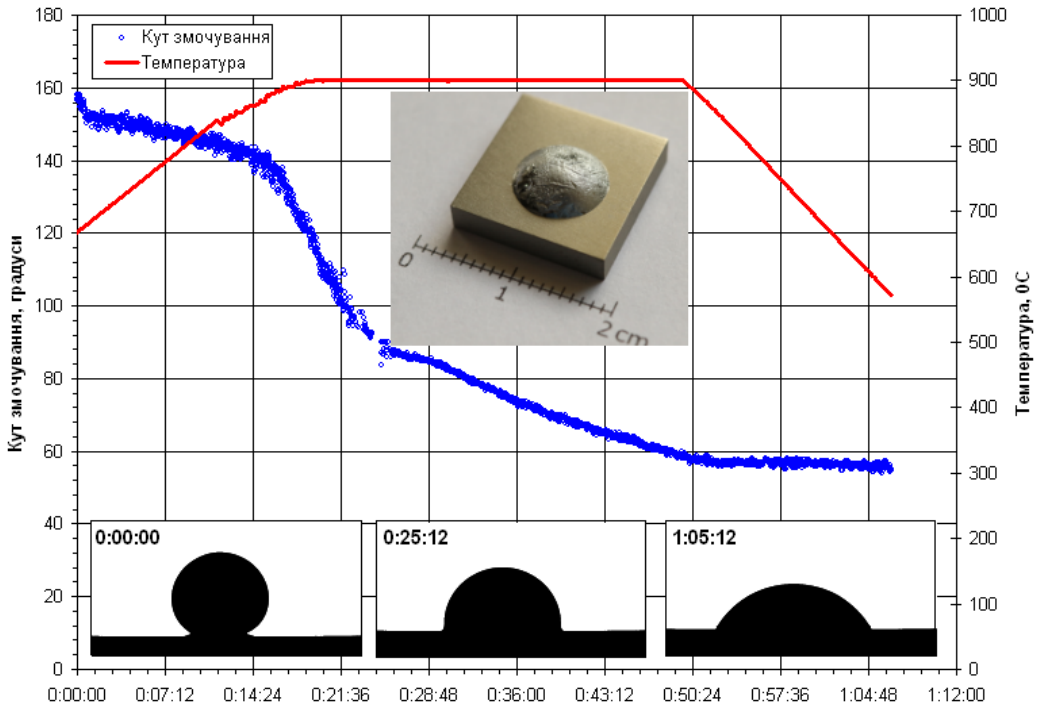


Рис. 2. **Результати дослідження змочування методом контактного нагрівання та ізотермічної витримки при 900^{0}С**

Швидкість зменшення кута змочування при цьому складає ~4,5 ^{0}С /хв, а при після досягнення їм величини близько 75^0 стабілізується на рівні ~1.1 ^{0}С /хв. Після завершення експерименту усереднений кут змочування встановився на величині ~56^0.

На рис. 3 подано результати розрахунків кута змочування для температури 1000 ^{0}С.

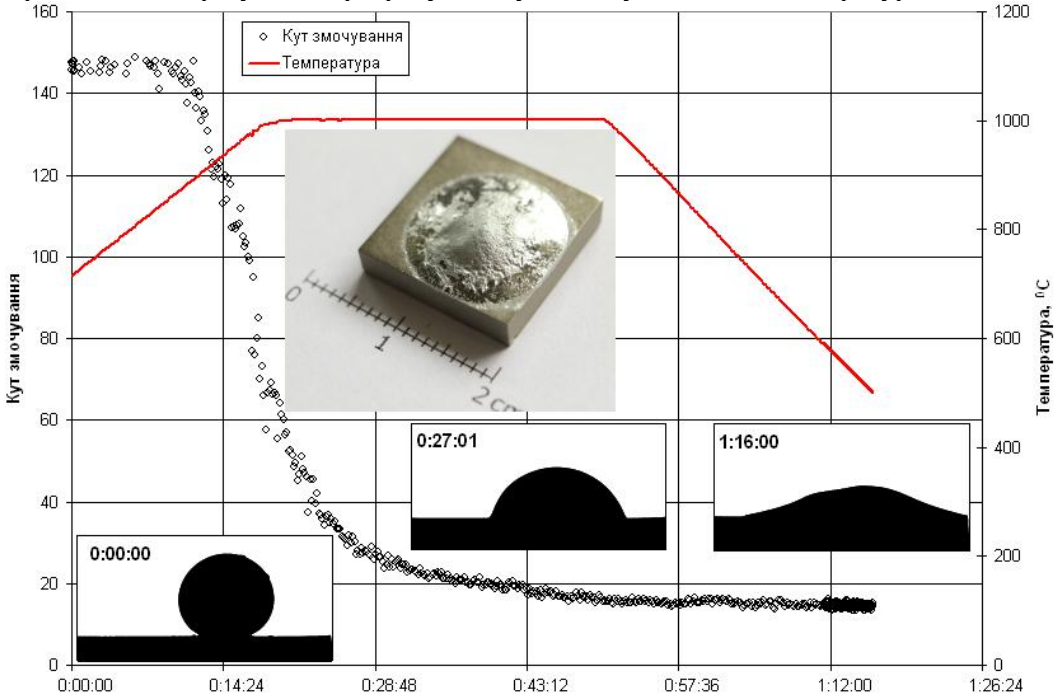


Рис. 3. **Результати дослідження змочування методом контактного нагрівання та ізотермічної витримки при 1000 ^{0}С, СН**

Динаміка кута змочування тут зовсім інша. Різке зменшення кута змочування починається при тій же температурі, що і в попередньому експерименті, проте швидкість зменшення значно вища і рівна ~10 /хв. При досягненні величини ~40^0 швидкість зміни кута змочування падає за експоненційним законом і через ~20 хв витримки при 1000 ^{0}С стає практично рівною нулю. Кут

© Г.В. Приходько, О.С. Приходько, Р. Новак, Г. Бружда, Н. Собчак, А.В. Маткова, І. Кабан

змочування після завершення експерименту становить 22^0. На рисунку 4 представлено також фотографію пластинки зі зразком до експерименту.

При температурах нижче 850^0C швидкість змочування значно знижується. Це добре видно на графіках експерименту, де пластинка з краплею витримувалась при температурі 800^0C (рис. 4). Швидкість зменшення кута змочування 0,23 ^{0}C/хв. Переходу через кут 90^0 не відбулось, і кут змочування після завершення експерименту залишився досить великим (~113^0).

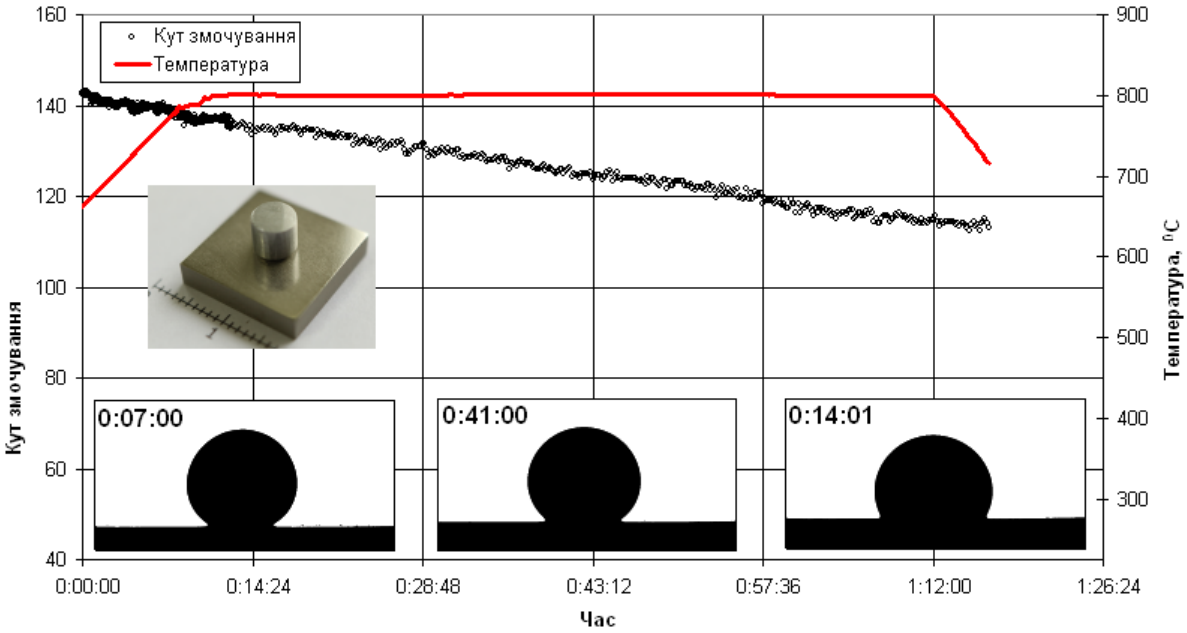


Рис. 4. **Результати дослідження змочування методом контактного нагрівання та ізотермічної витримки при 800 ^{0}C, СН**

Висновки. Було проведено дослідження змочування пластинок дибориду титану алюмінієво-кремнієвим сплавом Al88Si12 методом контактного нагрівання при різних температурах. Отримані результати оброблено і зведено в графіки, з яких видно, що різке зменшення кута змочування починається при температурах 880-890 ^{0}C. При температурі 1000 ^{0}C мінімальний кут змочування встановлюється на рівні 22^0 і практично не змінюється при подальшій витримці.

Список використаних джерел:

1. A.L. Greer, Overview: application of heterogeneous nucleation in grain-refining of metals, J. Chem. Phys. 145 (2016) 211704 (14 pp).
2. D. Gu, H. Wang, D. Dai, P. Yuan, W. Meiners, R. Poprawe, Rapid fabrication of Al-based bulk-form nanocomposites with novel reinforcement and enhanced performance by selective laser melting, Scripta Mater. 96 (2015) 25–28.
3. J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T.A. Schaedler, T.M. Pollock, 3D printing of high-strength aluminium alloys, Nature 549 (2017) 365–370.
4. X. Li, G. Ji, Z. Chen, A. Addad, Y. Wu, H. Wang, J. Vleugels, J. Van Humbeeck, J.-P. Kruth, Selective laser melting of nano-TiB2 decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility, Acta Mater. 129 (2017) 183–193.
5. Naidich Y. V. Advance in the theory of ceramic/liquid metal systems wettability. Peculiarity of contact processes for transition and non–transition metals // Адгезия расплавов и пайка материалов. 46 (2013) 3–62.
6. Instrumentation of Centre for high temperature studies, Foundry Research Institute. Page 38; online at: https://iod.krakow.pl/wp-content/uploads/2018/10/katalog-_EN.pdf
7. L. Xi, I. Kaban, R. Nowak, B. Korpała, G. Bruzda, N. Sobczak, N. Mattern, J. Eckert, High-temperature wetting and interfacial interaction between liquid Al and TiB2 ceramic, J. Mater. Sci. 50 (2015) 2682–2690.
8. L. Xi, P. Wang K.G. Prashanth, H. Li, H.V. Prykhodko, S. Scudino, I. Kaban, Effect of TiB2 particles on microstructure and crystallographic texture of Al-12Si fabricated by selective laser melting, J. Alloys Compds. 786 (2019) 551–556.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Г.В. Приходько, О.С. Приходько, Р. Новак, Г. Бружда, Н. Собчак, А.В. Маткова, І. Кабан

П.П. Савчук, В.П. Кашицький, О.Л. Садова, Д.М. Матрунчик, В.О. Багіла
Луцький національний технічний університет

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ПОРИСТОЇ СТРУКТУРИ ЕПОКСИДНИХ ОРГАНОПЛАСТИКІВ

В статті визначено особливості формування пористої структури епоксикомпозитних матеріалів наповнених деревним борошном, що насичене розчином перекису водню. Представлено результати впливу тривалості сушіння органічного наповнювача за підвищеної температури на інтенсивність піноутворення композицій в процесі структурування епоксикомпозитного матеріалу. Визначено вплив концентрації перекису водню та тривалості процесу структурування за підвищеної температури епоксидної композиції з органічним наповнювачем на формування пористості епоксидного органопластику. Оптимізовано вміст розчину перекису водню у деревному борошні та кількість наповнювача в об'ємі епоксиполімерної матриці, що забезпечило формування пористої структури з рівномірним розподілом пор.

Ключові слова: *епоксиполімерна матриця, режим формування, пористість, спінювання, органічний наповнювач.*

П.П. Савчук, В.П. Кашицкий, О.Л. Садовая, Д.Н. Матрунчик, В.А. Багила

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ ЭПОКСИДНЫХ ОРГАНОПЛАСТИКОВ

В статье определены особенности формирования пористой структуры эпоксикомпозитных материалов наполненных древесной мукой, которая насыщена раствором перекиси водорода. Представлены результаты влияния продолжительности сушки органического наполнителя при повышенной температуре на интенсивность пенообразования композиции в процессе структурирования эпоксикомпозитного материала. Определено влияние концентрации перекиси водорода и продолжительности процесса структурирования при повышенной температуре эпоксидной композиции с органическим наполнителем на формирование пористости эпоксидного органопластика. Оптимизировано содержание раствора перекиси водорода в древесном муке и количество наполнителя в объеме эпоксиполимерной матрицы, что обеспечило формирование пористой структуры с равномерным распределением пор.

Ключевые слова: *эпоксиполимерна матрица, режим формирования, пористость, вспенивание, органический наполнитель.*

P. Savchuk, V. Kashytskyi, O. Sadova, D. Matrunchyk, V. Bagila

FEATURES OF FORMATION OF POORITY STRUCTURE OF EPOXY ORGANIC PLASTICS

The article describes the features of the formation of the porous structure of epoxy composite materials filled with wood flour, which is saturated with hydrogen peroxide solution. The results of the influence of the duration of drying of organic filler at elevated temperature on the intensity of foaming of the composition in the process of structuring the epoxy composite material are presented. The influence of the hydrogen peroxide concentration and the duration of the structuring process at elevated temperature of the epoxy composition with organic filler on the formation of porosity of the epoxy organic plastics was determined. The content of the hydrogen peroxide solution in the wood flour and the amount of filler in the volume of the epoxy polymer matrix was optimized. This ensured the formation of a porous structure with a uniform distribution of pores.

Keyword: *epoxy polymer matrix, formation mode, porosity, expansion, organic filler.*

В даний час пористі матеріали знайшли широке застосування в різних областях науки і техніки завдяки проникності та меншій щільності порівняно з компактними матеріалами. Вони застосовуються в якості фільтруючих елементів у фільтрах тонкого очищення рідин і газів від домішок, звукопоглинальних матеріалів, матеріалів для регенеративних теплообмінних апаратів різного призначення, в системах теплового захисту дзеркал лазерів і ракетних двигунів, медицині (пористий матеріал відіграє роль в'яжучого і сприяє ефективному вростанню кісткової тканини), а також в будівництві (пінобетон, газобетон), сільському господарстві, бджільництві. У промисловості пористі матеріали найчастіше застосовуються в якості фільтрів, теплоізоляції, каталізаторів або осушувачів. Пористі матеріали мають максимально низьку теплопровідність та густину, що робить можливим їх застосування у виробництві транспортних засобів [1-3].

Актуальною є розробка технологічного процесу отримання пористих композитних матеріалів з наповнювачами органічного походження, які вирізняються екологічною безпекою, здатністю до рециклінгу та відтворюваністю в природному середовищі. При цьому виникає ряд задач прикладного та наукового характеру, які необхідно вирішувати для отримання нових пористих полімерних органокомпозитних матеріалів з поліпшеними механічними характеристиками, технологічністю та низькою собівартістю [4-6].

© П.П. Савчук, В.П. Кашицький, О.Л. Садова, Д.М. Матрунчик, В.О. Багіла

Метою роботи є визначення оптимального співвідношення між компонентами композиції та встановлення впливу технологічних параметрів на процес структурування пористих органокомпозитних матеріалів на основі епоксидної матриці.

Для формування полімерної матриці використано епоксидну смолу марки ЕД-20 та твердник поліетиленполіамін (ПЕПА). Епоксидно-діанова смола (ГОСТ 10587-84) характеризуються високою адгезією до більшості матеріалів, стійкістю в агресивних середовищах, високою твердістю та технологічністю. Поліетиленполіамін (ТУ 6-05-241-202-78) здатний до взаємодії з епоксидними групами за кімнатної температури.

В якості наповнювача використано деревне борошно, яке попередньо було просіяно та просушено в печі для видалення вологи. Деревне борошно обробляли розчином перекису водню (H_2O_2), після чого піддавали просушуванню в печі за температури 50…60 ºС.

Перекис водню (ГОСТ 177-88) є безбарвною, прозорою, з невисокою в'язкістю рідиною зі слабким характерним запахом, необмеженою розчинністю у воді, спирті та ефірі. Дана речовина є сильним окислювачем та енергійно вступає у реакції з багатьма речовинами. Перекис водню здатний мимовільно розкладатися на воду та кисень.

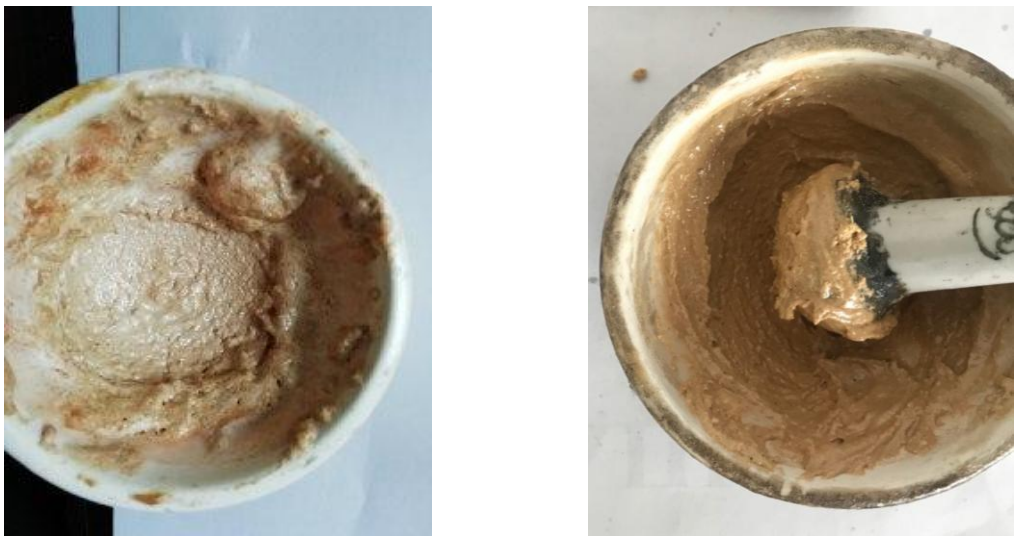
Завдяки своїм сильним окислювальним властивостям перекис водню знайшов широке застосування у побуті та промисловості, де використовується, наприклад, як відбілювач на текстильному виробництві та технологічному процесі виготовленні паперу. Використовується також в якості піноутворювача при виробництві пористих матеріалів, у виробництві дезінфікуючих та відбілюючих засобів. У промисловості перекис водню також знаходить своє застосування в якості каталізатора [5, 7].

Формування дослідних зразків полягало в отриманні однорідної композиції, до складу якої входили вибрані компоненти. Залежно від об’єму зразків розраховували кількісний вміст інгредієнтів у масових частинах на 100 мас. ч. епоксидної смоли марки ЕД-20. Вміст поліетиленполіаміну складав 12 мас. ч. До епоксидної композиції вводили насичене перекисом водню деревне борошно. Після вимішування отриману композицію поміщали у форму та піддавали термічній обробці за температури 60 ºС.

Деревне борошно насичували розчином перекису водню заданої концентрації (5 %, 10 %, 15 %, 20 %, 30 %) та просушували в печі за температури 50 – 60 ºС протягом 1 год або 2 год. Після додавання насиченого розчином перекису водню та просушеного наповнювача в епоксидну матрицю відбувалося спінювання композиції вже на етапі змішування компонентів (рис. 1, а). Виділення газу на стадії змішування компонентів є небажаним в технологічному процесі, що вказує надлишковий вміст розчину перекису водню, який перешкоджає структуруванню композиції під час термічної обробки.

Тому для зменшення вмісту перекису водню в наповнювачі підвищено тривалість просушування обробленого деревного борошна до 3 год та 4 год. Встановлено, що просушування наповнювача протягом 3 год також виявилось недостатнім, оскільки структурування композиції відбувається не в повній мірі. Під час просушування відбувається видалення води, яка перешкоджає процесу утворення хімічних зв’язків між кінцевими групами макромолекул епоксидної смоли та поліетиленполіаміну. Задовільний результат отримують в результаті просушуванням деревного борошна в печі протягом 4 год за температури 50 – 60 ºС. При цьому з поверхні наповнювача видаляється вода та молекули перекису водню, що не призводить до інтенсивного спінювання композиції на етапі змішування компонентів (рис. 1, б).

© П.П. Савчук, В.П. Кашицький, О.Л. Садова, Д.М. Матрунчик, В.О. Багіла



а б

Рис. 1. **Вигляд епоксидної композиції після змішування компонентів**

Отриману композицію заливають у форму (1/3 частини) та піддають термічній обробці за температури 60 ºС протягом 15 хв. Під час термічної обробки відбувається спінювання композиції, що призводить до збільшення об'єму матеріалу та одночасне поступове його тверднення. Спінювання матеріалу відбувається через виділення кисню в результаті взаємодії перекису водню, що міститься в об'ємі частинок деревного борошна, з активними групами поліетиленполіаміну. При поміщенні композиції в піч зростає температура композиції, в результаті чого відбувається дифузія молекул перекису водню з середини до поверхневих шарів частинок деревного борошна. Це призводить до підвищення швидкості реакції взаємодії та інтенсивного виділення кисню, який забезпечує формування пористої структури епоксикомпозитого матеріалу.

В результаті термічної обробки протягом 5 хв відбувається збільшення пористості епоксидної композиції, що призводить до збільшення її об'єму, однак структурування епоксиполімеру не відбувається (рис. 2, а). Витримка епоксидної композиції за температури 60 ºС протягом 10 хв призводить до подальшого зростання її об'єму та часткового структурування (рис. 2, б). Збільшення витримки до 15 хв не призводить до подальшого зростання об'єму композиції, що вказує на завершення процесу газоутворення та забезпечує протікання процесу структуроутворення епоксиполімерного каркасу (рис. 2, в).

© П.П. Савчук, В.П. Кашицький, О.Л. Садова, Д.М. Матрунчик, В.О. Багіла



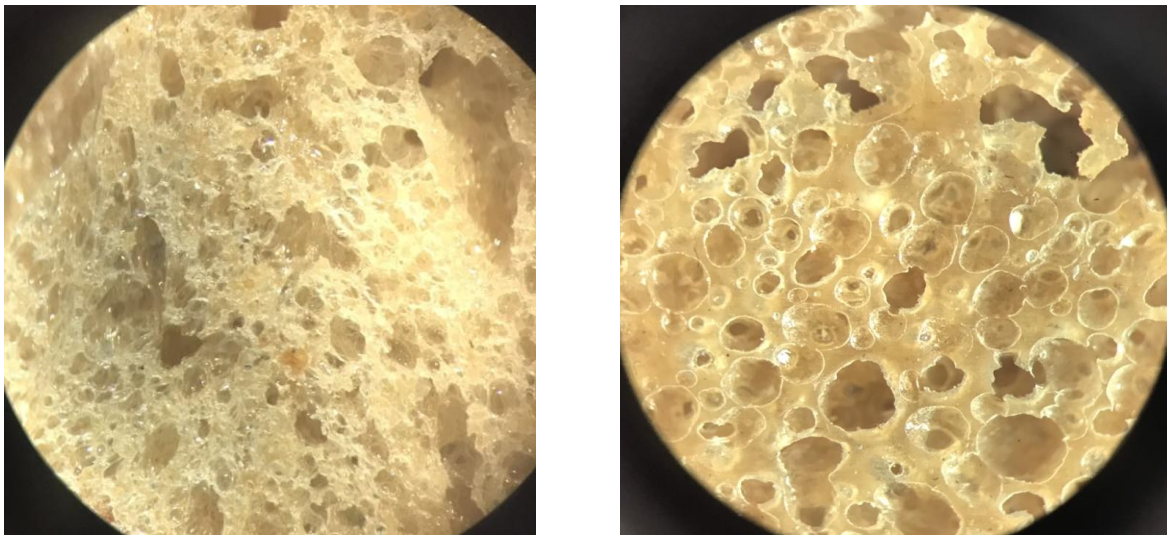
а б в

Рис. 2. **Загальний вигляд епоксикомпозитів після термічної обробки з витримкою у сушильній шафі: а – 5 хв; б – 10 хв; в – 15 хв**

Встановлено, що насичення деревного борошна розчином перекису водню малої концентрації (5 %, 10 %) призводить до формування пор меншого розміру, що щільніше розташовані одна біля одної. Зі збільшенням концентрації розчину перекису водню відбувається утворення більших за розміром пор. Використання концентрації розчинів 20 % та 30 % призводить до інтенсивного спінювання композиції та формування структури органопластиків з великими порами.

Органопластики з концентрацією розчину перекису водню 10 % мають пори великого розміру та дрібні пори (рис. 3, а), які хаотично розташовані в об’ємі епоксиполімерної матриці. Оптимальну структуру з рівномірним розташуванням та однаковим розміром пор мають епоксикомпозитні органопластики з концентрацією розчину перекису водню 15 % (рис. 3, б).

© П.П. Савчук, В.П. Кашицький, О.Л. Садова, Д.М. Матрунчик, В.О. Багіла



а б

Рис. 3. **Макроструктура епоксикомпозитів, наповнених деревним борошном, що оброблене розчином перекису водню, ×8: а – 10 %; б – 15 %**

Для визначення оптимального вмісту розчину перекису водню в об'ємі деревного борошна досліджено вплив співвідношення вмісту розчину H_2O_2 до маси деревного борошна (табл. 1) на формування пористої структури епоксидних органопластиків.

Таблиця 1.

Вміст розчину перекису водню та режими обробки деревного борошна

Концентрація H_2O_2 у воді, %	Об'ємне співвідношення розчину H_2O_2 до деревного борошна	Тривалість витримки деревного борошна насиченого H_2O_2 у сушильній шафі, год
15	8:3	4
15	4:3	2
15	2:1	4

За співвідношення компонентів розчину H_2O_2 до деревного борошна 8:3 (табл. 1) із наступним просушуванням наповнювача протягом 4 год відбулось спінювання композиції на етапі змішування компонентів. Під час проведення термічної обробки об'єм композиції не збільшився та тверднення епоксикомпозиту не відбулось, що вказує на надлишковий вміст розчину перекису водню у наповнювачі.

Встановлено, що у випадку використання співвідношенні розчину перекису водню до деревного борошна 4:3 та за умови просушування наповнювача протягом 2 год спінювання композиції на етапі змішування не відбулося. Під час проведення термічної обробки відбулося незначне збільшення об'єму епоксикомпозитного матеріалу, однак утворення пористої структури не відбулося, що пов'язано із недостатньою кількістю перекису водню для виділення газу.

За співвідношення розчину перекису водню до деревного борошна 2:1 із просушуванням наповнювача протягом 4 год відбувається спінювання та структурування композиції з формуванням пористої структури епоксикомпозиту.

Формування зразків проводили за різних об'ємних співвідношень розчину перекису водню та деревного борошна (табл. 2), в результаті чого встановлено, що оптимальний вміст деревного борошна насиченого перекисом водню складає 20 мас. ч. При цьому співвідношення розчину перекису водню до деревного борошна складає 2:1 (зразок № 2.2), що забезпечує виділення пороутворюючого газу та структурування епоксидної композиції. За меншого ступеня наповнення (15 мас. ч.) значно зростає пористість матеріалу, що зменшує його міцність. За вищого ступеня

© П.П. Савчук, В.П. Кашицький, О.Л. Садова, Д.М. Матрунчик, В.О. Багіла

наповнення органопластика (25 мас. ч.) відбувається зниження пористості епоксикомпозитного матеріалу.

Таблиця 2.

Концентрація розчину та склад епоксикомпозитних композицій

№ епоксикомпозитного зразка	Співвідношення розчину H_2O_2 до наповнювача	Вміст наповнювача, мас. ч.
1.1	4:3	15
1.2	2:1	
2.1	4:3	20
2.2	2:1	
3.1	4:3	25
3.2	2:1	

Встановлено, що збільшення температури сушіння обробленого деревного борошна до 60 – 70 ºС не дає позитивного результату, оскільки збільшення об'єму епоксидної композиції та розміру пор не відбувається.

Експериментально визначено, що оптимальний режим обробки деревного борошна (4 год за температури 60 ºС), насиченого розчином перекису водню, дозволяє ініціювати процес виділення газу в процесі структурування епоксикомпозитних органопластиків. Тривалість процесу структурування епоксидної композиції складає 15 хв, протягом яких відбувається формування заданої пористої структури та епоксиполімерного каркасу. Використання 15 % розчину перекису водню для насичення деревного борошна забезпечує отримання рівномірної пористої структури епоксикомпозитного матеріалу, причому співвідношення вмісту розчину перекису водню до кількості деревного борошна повинно складати 2:1. Оптимальний вміст органічного наповнювача складає 20 мас.ч., що забезпечує формування дешевих органопластиків із задовільною конструкційною міцністю.

1. Аскадский А.А. Химическое строение и физические свойства полимеров / А.А. Аскадский, Ю. И. Матвеев. – М. : Химия, 1983. – 248 с.

2. Букетов А.В., Стухляк П.Д., Кальба Є.М. Фізико-хімічні процеси при формуванні епоксикомпозитних матеріалів. – Тернопіль: Збруч, 2005. – 182 с.

3. Технология полимерных маитериалов / Под. ред. В.К. Крыжановского. – СПб: Профессия, 2008.

4. Саранчук В.І., Ільяшов М.О., Ошовський В.В., Білецький В.С. Хімія і фізика горючих копалин. – Донецьк: Східний видавничий дім, 2008. – с. 600.

5. Черный А.А., Черный В.А. «Пористые материалы и изделия, их улучшение на основе математического моделирования». – Пенза, 2007.

6. Берсудский В.Е., Крысин В.Н., Лесных С.И., Технология изготовления сотовых авиационных конструкций, М., 1975;

7. Васильев В.В. Композиционные материалы. Справочник / Васильев В. В. – М.: Машиностроение, 1990. – 512 с.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© П.П. Савчук, В.П. Кашицький, О.Л. Садова, Д.М. Матрунчик, В.О. Багіла

УДК 667.64:678.026

О.О. Сапронов, Д.Г. Круглий, О.В. Шарко, К.М. Клевцов, Е.С. Аппазов
Херсонська державна морська академія

КОМПОЗИТНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ПОШКОДЖЕНЬ ТРАНСПОРТНИХ ЗАСОБІВ

При формуванні епоксидних композитів для відновлення пошкоджень транспортних засобів, використано епоксидний діановий оліґомер марки ЕД-20, який затверджували твердником поліетиленполіаміном ПЕПА. У роботі досліджували термічний коефіцієнт лінійного розширення (α, К$^{-1}$), температуру склування (T_c, К) і усадку (ΔL, %) матриці та розроблених епоксидних композитів. На основі проведених досліджень теплофізичних властивостей епоксидних композитів, наповнених бором кристалічним, встановлено діапазон температури ΔT = 303…373 К, при якому можливо використовувати матеріали без суттєвих змін їх теплофізичних властивостей. Значення ТКЛР таких матеріалів у діапазоні температур ΔT = 303…323 К становить – α = 1,58×10^{-5} К$^{-1}$, у діапазоні температур ΔT = 303…373 К – α = 1,67×10^{-5} К$^{-1}$, що пов'язано із ущільненням тривимірної просторової сітки полімеру та додатковим утворенням хімічних зв'язків навколо дисперсної складової.

Ключові слова: *епоксидний композит, наповнювач, термічний коефіцієнт лінійного розширення, температура склування.*

А.А. Сапронов, Д.Г. Круглый, А.В. Шарко, К.Н. Клевцов, Е.С. Аппазов
Херсонская государственная морская академия

КОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ТРАНСПОРТНИХ СРЕДСТВ

При формировании эпоксидных композитов для восстановления повреждений транспортных средств, использован эпоксидный диановый олигомер марки ЭД-20, который отверждали отвердителем полиэтиленполиамином ПЭПА. В работе исследовали термический коэффициент линейного расширения (α, К$^{-1}$), температуру стеклования (T_c, К) и усадку (ΔL, %) матрицы и разработанных эпоксидных композитов. На основе проведенных исследований теплофизических свойств эпоксидных композитов, наполненных бором кристаллическим, установлен диапазон температуры ΔT = 303...373 К, при котором возможно использовать разработанные материалы без существенных изменений их теплофизических свойств. Значение ТКЛР таких материалов в диапазоне температур ΔT = 303...323 К составляет – α = 1,58×10^{-5} К$^{-1}$, в диапазоне температур ΔT = 303...373 К – α = 1,67×10^{-5} К$^{-1}$, что связано с уплотнением трехмерной пространственной сетки полимера и дополнительным образованием химических связей вокруг дисперсной составляющей.

Ключевые слова: *эпоксидный композит, наполнитель, термический коэффициент линейного расширения, температура стеклования.*

O.O. Sapronov, D.G. Krugliy, O.V. Sharko, K.M. Klevtsov, E.S. Appazov
Kherson State Maritime Academy

COMPOSITE MATERIALS FOR RESTORING DAMAGES VEHICLES OF TRANSPORT

In the formation of epoxy composites for the repair of vehicle damage, an epoxy dyanoic oligomer of the mark ED-20 was used, which was approved by PEPE polyethylene polyamine. In this paper, the thermal expansion coefficient (α, K^{-1}), the glass transition temperature (T_c, K) and shrinkage (ΔL, %) of the matrix and the developed epoxy composites were investigated. Based on the researches of the thermophysical properties of epoxy composites filled with boron crystalline, a temperature range ΔT = 303...373 K is established, at which it is possible to use the developed materials without significant changes in their thermophysical properties. The value of the TCLR of such materials in the temperature range ΔT = 303...323 K is - α = 1,58×10^{-5} K^{-1}, in the temperature range ΔT = 303...373 K - α = 1,67×10^{-5} K^{-1}, which is connected with the sealing of the three-dimensional spatial grid of the polymer and the additional formation of chemical bonds around the disperse component.

Keywords: *epoxy composite, filler, thermal coefficient of linear expansion, glass transition temperature.*

Постановка проблеми. При ремонті деталей транспортних засобів виникає потреба використання не металевих композитних матеріалів (КМ), а також різновидів клейових сумішей, що дозволяє відновлювати пошкоджені деталі, тим самим повертаючи працездатний стан агрегатів і механізмів в цілому. При цьому деталі та поверхні технологічного устаткування, у тому числі і транспортних засобів, можуть працювати в умовах впливу теплового поля, діапазон температур якого коливається у межах 293…373 К, а інколи і вище. Тому, використання композитних матеріалів або клейових сумішей передбачає проведення випробувань з метою отримання інформації не лише про їх адгезійні і механічні властивості, але й теплофізичні. При цьому зазначимо, що за рахунок поліпшених адгезійних і фізико-механічних властивостей при відновленні деталей транспортних засобів доцільно використовувати матеріали на основі зв'язувача у вигляді епоксидного ологімеру ЕД-20[1-4].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Залежно від умов експлуатації та призначення

© О.О. Сапронов, Д.Г. Круглий, О.В. Шарко, К.М. Клевцов, Е.С. Аппазов

полімерних матеріалів чи клейових сумішей, використовують хімічні та фізичні способи поліпшення їх властивостей. До хімічних способів відносять модифікування полімерів хімічно активними сполуками, які змінюють структуру полімеру і підвищують стійкість до зовнішніх факторів, у тому числі температурних. Розширення функціональності полімерів досягають також фізичною модифікацією. Значний науковий і практичний досвід з даного напрямку поліпшення властивостей КМ висвітлено у працях авторів [1-10]. Введення наповнювачів в епоксидну матрицю надає системі принципово нових властивостей, що сприяє появі низки факторів, які суттєво впливають на закономірності формування та структуроутворення полімеру. Вплив наповнювачів на формування полімерних матеріалів носить неоднозначний, часто суперечливий характер і багато в чому визначається особливостями взаємодії компонентів. Тому, дослідження впливу вмісту дисперсних добавок різної фізико-хімічної природи на властивості КМ є актуальним і перспективним напрямком полімерного матеріалознавства.

Мета роботи – дослідити вплив вмісту дисперсного наповнювача на термічний коефіцієнт лінійного розширення епоксидних композитів.

Методика дослідження. Основним компонентом для зв'язувача при формуванні КМ вибрано епоксидний діановий олігомер марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), який характеризується комплексом покращених властивостей порівняно з іншими відомими реактопластами, а саме: високою міцністю адгезійних з'єднань до металевої основи, можливістю затверджування при низьких температурах, малою усадкою та ін.

Для зшивання епоксидних композицій використано твердник поліетиленполіамін (ПЕПА) (ТУ 6-05-241-202-78), що дозволяє затверджувати матеріали при кімнатних температурах. Відомо [1-5], що ПЕПА є низькомолекулярною речовиною, яка складається з таких взаємозв'язаних компонентів: [-CH2-CH2-NH-]n. Зшивали КМ, вводячи твердник у композицію при стехіометричному співвідношенні компонентів за вмісту (мас.ч.) – ЕД-20 : ПЕПА – 100 : 10.

Як наповнювач використано дрібнодисперсні частки (d = 8…10 мкм) бору кристалічного (БК). Бор кристалічний має ромбоедричну форму (густина ρ = 2,45 г/см^3), яка складається з майже правильних ікосаедрів B_{12} із частково деформованим кубічним щільним формоутворенням. Ця фаза формується за присутності вуглецю або азоту і залежно від способу отримання приймає наступний вигляд – $B_{50}C_2$ або $B_{50}N_2$.

Наповнений частками БК епоксидний композит формували за такою технологією: попереднє дозування епоксидної діанової смоли ЕД-20, підігрівання смоли до температури T = (353 ± 2) К і її витримка при цій температурі впродовж часу τ = (20 ± 0,1) хв; дозування наповнювача і подальше його введення в епоксидний зв'язувач; гідродинамічне поєднання олігомеру ЕД-20 і нанонаповнювача впродовж часу τ = (1 ± 0,1) хв; ультразвукова обробка композиції впродовж часу τ = (1,5 ± 0,1) хв; охолодження композиції до кімнатної температури впродовж часу τ = (60 ± 5) хв; введення твердника ПЕПА і перемішування композиції впродовж часу τ = (5 ± 0,1) хв. Потім проводили полімеризацію КМ за експериментально встановленим режимом: формування зразків і їх витримка впродовж часу τ = (12,0 ± 0,1) год за температури T = (293 ± 2) К, нагрівання зі швидкістю υ = 3 К/хв до температури T = (393 ± 2) К, витримка КМ впродовж часу τ = (2,0 ± 0,05) год, повільне охолодження до температури T = (293 ± 2) К. З метою стабілізації структурних процесів перед проведенням випробувань зразки з КМ витримували впродовж τ = 24 год на повітрі за температури T = (293 ± 2) К.

У роботі досліджували термічний коефіцієнт лінійного розширення, температуру склування, усадку розроблених матеріалів.

Термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) зразків розраховували за кривою залежності відносної деформації від температури, апроксимуючи цю залежність експоненціальною функцією. Відносну деформацію визначали за зміною довжини зразка при підвищенні температури у стаціонарних умовах (ГОСТ 15173-70). Розміри зразків для дослідження: 65 × 12 × 12 мм, непаралельність шліфованих торців складала не більше 0,02 мм. Перед дослідженням вимірювали довжину зразків з точністю ± 0,01 мм. Швидкість піднімання температури становила υ = 2 К/хв.

Відхилення значень при дослідженнях показників теплофізичних властивостей КМ становило 4…6 % від номінального.

Експериментальні результати. У попередніх роботах [1, 8] встановлено, що оптимальний вміст бору кристалічного для формування полімерних матеріалів із поліпшеними теплофізичними властивостями становить q = 40 мас.ч. (тут і далі за текстом вміст БК вказано на 100 мас.ч. олігомеру ЕД- 20 і 10 мас.ч. твердника ПЕПА). Оптимальний вміст добавки забезпечує зростання

теплостійкості (за Мартенсом) з $T = 341$ К (для епоксидної матриці) до $T = 350$ К для КМ. Водночас для отримання систематичної інформації про стійкість матеріалів до лінійного розширення за умови зростання температури, проводили дослідження термічного коефіцієнту лінійного розширення (ТКЛР) матриці і розроблених полімерних матеріалів. На основі дилатометричних кривих (рис. 1, табл. 1) залежності деформації від температури розраховували ТКЛР полімерів у різних діапазоні температур $\Delta T = 303…473$ К.

Показано (табл. 1), що найменшим значенням ТКЛР ($\alpha = 1{,}58\times10^{-5}$ К$^{-1}$) у області лінійного розширення $\Delta T = 303…323$ К характеризується КМ із вмістом часток БК – $q = 40$ мас.ч. Зменшення ТКЛР у 2 рази, порівняно з епоксидною матрицею, можна пояснити максимальним механічним ущільненням тривимірної просторової сітки полімеру, що забезпечує зменшення як сегментальної рухливості, так і основного ланцюга макромолекул. Це у свою чергу забезпечує хімічну взаємодію системи «полімер-наповнювач», де частки БК є штучними зародками структуроутворення, що зумовлює впорядкування ланцюгів полімеру навколо поверхні наповнювача. Таким чином введення добавки за оптимального вмісту ($q = 40$ мас.ч.) забезпечує стійкість композитного матеріалу до лінійного і об'ємного розширення. Особливої уваги заслуговує отримані значення ТКЛР в області лінійного розширення $\Delta T = 303…373$ К для КМ із вмістом БК $q = 40$ мас.ч. Такий матеріал не лише характеризується найменшим значенням ТКЛР – $\alpha = 1{,}67\times10^{-5}$ К$^{-1}$ (у даній температурній області), а й незначними його змінами порівняно з попереднім температурним діапазоном вимірювання ТКЛР ($\Delta\alpha = 0{,}09\times10^{-5}$ К$^{-1}$). Це у свою чергу дозволяє стверджувати, про можливість відновлення розробленими КМ пошкоджень (у вигляді тріщин, пробоїн, сколів) корпусних деталей, резервуарів з рідинами та ін., що працюють у діапазоні температур $\Delta T = 303…373$ К.

Аналіз працездатності розроблених КМ у температурній області $\Delta T = 303…423$ К дозволяє констатувати наступне. Підвищення температури приводить до збільшення теплової енергії, а це в свою чергу призводять до збільшення молекулярної рухливості. Слабка міжмолекулярна взаємодія у температурній області, що пов'язана із деформуванням основного ланцюга, призводить до зростання значення ТКЛР. Отже, незважаючи на найменші значення ТКЛР для КМ із вмістом БК $q = 40$ мас.ч., його використання є обмеженим у температурній області $\Delta T = 303…423$ К, позаяк лінійне розширення матеріалу зростає у 2,5 рази (порівняно з попередніми температурними діапазонами).

Суттєво змінюється ТКЛР розроблених матеріалів у температурній області $\Delta T = 303…473$ К. Показано (табл. 1), що ТКЛР розроблених матеріалів у температурній області $\Delta T = 303…473$ К збільшується у 4,0…4,5 разів, а це може бути причиною відшарування склеєних деталей, чи нанесених КМ у вигляді покриттів. При цьому найменшим значенням ТКЛР ($\alpha = 9{,}36\times10^{-5}$ К^{1}) також характеризується КМ із вмістом часток БК – $q = 40$ мас.ч.

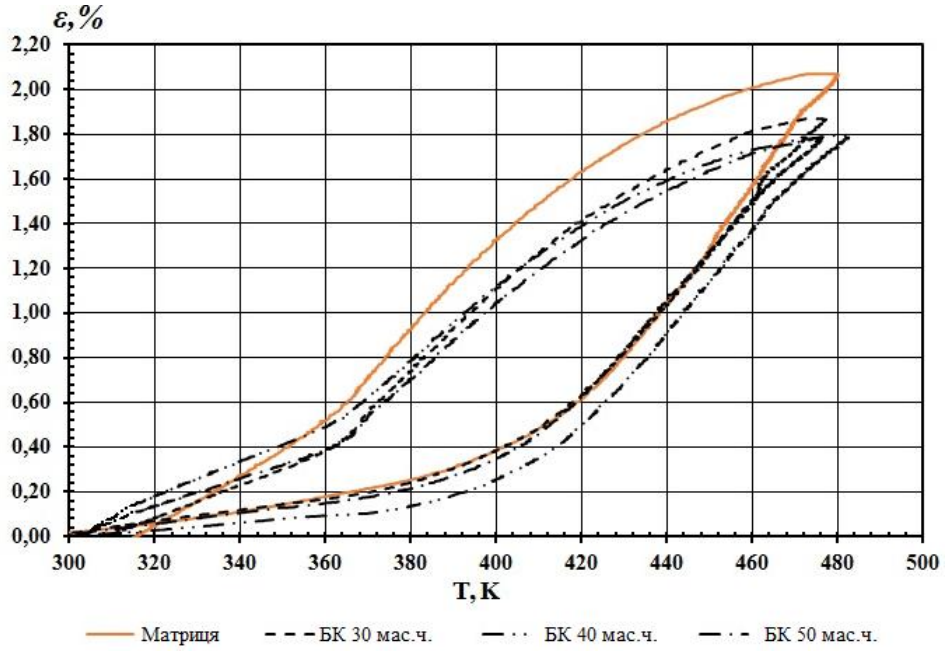


*Рис.1.***Дилатометричні криві епоксидної матриці та КМ з частками БК**

© О.О. Сапронов, Д.Г. Круглий, О.В. Шарко, К.М. Клевцов, Е.С. Аппазов

Таблиця. 1

Теплофізичні властивості КМ із частками бору кристалічного

№	Вміст наповнювача (БК), q, мас.ч.	Термічний коефіцієнт лінійного розширення, $\alpha \times 10^{-5}$, $К^{-1}$				Температура склування, T_c, К	Усадка, ΔL, %
		Температурні діапазони випробування, ΔT, К					
		303…323	303…373	303…423	303…473		
1	матриця	3,32	3,36	5,94	$1,13\times10^{-4}$	323,7	0,019
2	30	2,40	2,71	5,15	$1,04\times10^{-4}$	311,6	0,018
3	40	1,58	1,67	4,78	$9,39\times10^{-5}$	303,3	0,016
4	50	2,01	2,12	5,19	$1,36\times10^{-4}$	306,9	0,023

Додатково аналізували температуру склування (T_c) розроблених КМ (табл. 1), що характеризує перебіг релаксаційних процесів. Встановлено, що введення дисперсних часток БК забезпечує зниження температури склування. Вважали, що це пов'язано із збільшення густини просторової сітки полімеру за наявності дисперсних часток та як наслідок більш швидкого переходу із високоеластичного у склоподібний стан.

Додаткове дослідження усадки композитів дозволяє стверджувати, що усадка КМ не перевищувала 1 % (табл. 1). Це свідчить про седиментаційну стійкість композицій та їх довговічність у процесі експлуатації.

Отже, експериментально доведено, що найменші значеннями коефіцієнту лінійного розширення у області досліджуваних температур спостерігали при введенні часток БК за вмісту q = 40 мас.ч. Тобто, розробленні матеріали за рахунок максимально ущільненої просторової сітки характеризуються здатністю чинити опір об'ємному та лінійному деформуванню під впливом температури.

Висновок. За результатами проведених досліджень теплофізичних властивостей епоксикомпозитних матеріалів встановлено оптимальний вміст бору кристалічного дисперсністю 8…12 мкм у епоксидному зв'язувачі, що забезпечує стійкість до лінійного і об'ємного розширення. Отже, для формування епоксикомпозитних матеріалів із мінімальними значеннями термічного коефіцієнту лінійного розширення, необхідно вводити q = 40 мас.ч. дисперсних часток бору кристалічного на 100 мас.ч. олігомеру ЕД- 20 і 10 мас.ч. твердника ПЕПА. У цьому випадку розроблені матеріали можливо використовувати для відновлення дефектних ділянок транспортних засобів, що працюють у температурній області ΔT = 303…373 К, позаяк значення термічного коефіцієнту лінійного розширення є у 2 рази меншими відносно епоксидної матриці. Значення ТКЛР таких матеріалів у діапазоні температур ΔT = 303…323 К становить – $\alpha = 1,58\times10^{-5}$ $К^{-1}$, а у діапазоні температур ΔT = 303…373 К – $\alpha = 1,67\times10^{-5}$ $К^{-1}$.

Література

1. Букетов А.В. Епоксидні нанокомпозити: монографія / А.В. Букетов, О.О. Сапронов, В.Л. Алексенко. – Херсон : ХДМА, 2015. – 184 с.

2. Букетов А.В. Відновлення засобів транспорту фулереновміснимиепоксикомпозитами /А.В.Букетов, О.О.Сапронов, М.В.Браїло, Н.М.Букетова, L. Dulebová, В.Л.Алексенко, В.М. Яцюк. – Херсон: ХДМА, 2018. – 164 с.

3. Букетов А.В. Дослідження залежності властивостей епоксидних композитів від вмісту дисперсних наповнювачів з метою формування захисних покриттів для підйомно-транспортних механізмів / А.В. Букетов, О.О. Сапронов / Підйомно-транспортна техніка. – 2013. – №3 (39). – С. 92-107.

4. Стухляк П.Д. Дослідження надійності покриттів з епоксикомпозитних матеріалів модифікованих змінним магнітним полем низької частоти / П.Д. Стухляк, В.В. Карташов // Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка. – 2011. – Випуск 114. – С. 131-136.

5. Стухляк П.Д. Дослідження надійності захисних покриттів з епоксикомпозитів модифікованих змінним магнітним полем в умовах впливу підвищених температур / П.Д. Стухляк, В.В. Карташов // Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка. – 2012. – Випуск 128. – С. 110-114.

6. Leonova N.G. Thermophysicalpropertiesofepoxy-polysiloxanecompositesofcationicpolymerization / N.G. Leonova, V.M. Mikhal'chuk, Y.P.Mamunya, V.V. Davydenko, M.V. Iurzhenko // PolymerScienceSeries D. – 2013. – Volume 6, Issue 3. – P. 210-217.

© О.О. Сапронов, Д.Г. Круглий, О.В. Шарко, К.М. Клевцов, Е.С. Аппазов

7. Сапронов О.О. Вплив вмісту і природи дрібнодисперсного наповнювача на механічні властивості і структуру полімерних захисних покриттів / О.О. Сапронов, В.Д. Нігалатій, К.М. Клевцов, І.В. Смирнов, М.А. Долгов // Вісник ХДМА. - 2013. – №2(9). – С. 228-237.

8. Букетов А. В. Вплив дрібнодисперсних мінеральних добавок на властивості полімерних композитів / А.В. Букетов, М.В. Браїло // Вопросыхимии и химическойтехнологии. – 2014. – № 1. – С. 39-43.

9. Стухляк П.Д. Вплив об'єму зовнішніх поверхневих шарів на залишкові напруження в епоксикомпозитах / П.Д.Стухляк, І.Г.Добротвор, А.В.Букетов, І.Т.Сорівка // Наукові нотатки.- 2011. - Луцьк: ЛНТУ.-Випуск 31.-С.375-379.

10. Старцев В.О. Влияние климатического воздействия на фрактографию разрушения эпоксидных полимеров / В.О. Старцев, М.П. Лебедев, А.С. Фролов // Пластические массы. – 2018. - № 11-12. – С. 36-41.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© О.О. Сапронов, Д.Г. Круглий, О.В. Шарко, К.М. Клевцов, Е.С. Аппазов

УДК 656.135.8

Б.П. Середа, О.С. Гайдаєнко
Дніпровський державний технічний університет

ФОРМУВАННЯ АЛІТОВАНИХ ПОКРИТТІВ НА КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛАХ ДЛЯ КОКСОХІМІЧНОГО ВИРОБНИЦТВА

Досліджено формування алітованих покриттів легованих хромом, титаном, та кремнієм отриманих в умовах саморозповсюджувального високотемпературного синтезу на конструкційних матеріалах працюючих в умовах коксохімічного виробництва і визначено їх експлуатаційні властивості. Наведена фізико-хімічна модель формування легованих алітованих покриттів на сталі 45 в режимі теплового самозапалювання СВС- шихт .

***Ключові слова**: алітування, покриття, конструкційний матеріал, властивості, кокс, моделювання, саморозповсюджувальний високотемпературний синтез.*

Б.П. Середа, А.С. Гайдаенко

ФОРМИРОВАНИЕАЛИТИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙНА КОНСТРУКЦІОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ДЛЯ КОКСОХИМИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Исследовано формирование алитированных покрытий легированных хромом, титаном, и кремнием полученных в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза на конструкционных материалах работающих в условиях коксохимического производства и определены их эксплуатационные свойства. Рассмотрена физико-химическая модель формирования легированных алитированных покрытий на стали 45 в режиме теплового самовоспламенения СВС- шихты.

***Ключевые слова:** алитирование, покрытие, конструкционный материал, свойства, кокс, моделирование, самораспространяющийся высокотемпературный синтез*

B.P. Sereda, A.S. Gaydaenko

FORMING ALUMINUM COATINGS ON CONSTRUCTION MATERIALS FOR CHEMICAL MANUFACTURE OF COKE

The formation of alitiated coatings doped with chromium, titanium, and silicon obtained under conditions of self-propagating high-temperature synthesis on structural materials operating under conditions of coke-chemical production was studied and their operational properties were determined. A physicochemical model of the formation of doped aluminized coatings on steel 45 in the thermal self-ignition mode of the SHS charge was considered.

***Keywords:** aluminizing, coating, structural material, properties, coke, modeling, self-propagating high-temperature synthesis*

Постановка проблеми. Сучасні темпи виробництва в Україні вимагають розробки нових конструкційних матеріалів, які при низькій собівартості мали певний комплекс фізичних і механічних властивостей. Одним з напрямків отримання таких матеріалів є виробництво конструкційного матеріалу з температуро-, зносо- і хімічно стійкими покриттями на робочих поверхнях. Тому актуальним є питання підвищення експлуатаційних характеристик деталей, за рахунок створення захисних покриттів. Серед методів поверхневого зміцнення широке застосування знаходять алітовані захисні покриття, які отримані різними методами .

У зв'язку з цим для України є **актуальним** розробка нових способів хіміко-термічної обробки, що дозволяє регулювати склад і структуру захисних покриттів, забезпечувати необхідні експлуатаційні характеристики при мінімальному терміні їх формування. Такі технології базуються на явищі саморозповсюджувального високотемпературного синтезу(СВС).

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Відомо, що на поверхні алюмінію при контакті з киснем повітря утворюється оксидна плівка з гарними захисними властивостями, яка складається в основному з оксиду (у аморфному або кристалічному стані) і гідроксиду алюмінію. Оксидна плівка характеризує корозійну поведінку алюмінію, він стійкий в таких окисниках, як азотна кислота, розчини біхроматів [1]. Алюміній в якості покриття наносять на сталь для підвищення її корозійної стійкості та стійкості проти окалиноутворення [2]. Гаряче алюмінію вання застосовують для отримання покриттів на сталевих листах і стрічках, які використовуються для виготовлення труб і глушників двигунів внутрішнього згорання, газових і повітряних теплообмінників, противпожарних пристроїв, облицювання печей і т. д. [3]. Газотермічне нанесення покриттів полягає в нагріванні матеріалу що роспилюється до температури плавлення, утворенні потоку, перенесенні цим потоком напилюваного матеріалу і формуванні покриття на поверхні виробу [4]. До групи цього методу відносяться: електродугова металізація, газоплазмове напилення, плазмове напилення. Плазмові алюмінієві покриття застосовуються як термостійкі покриття на лопатках газових турбін, деталях шасі, камерах згорання двигунів, в атомній енергетиці - для поліпшення

© Б.П. Середа, О.С. Гайдаєнко

теплообміну, захисту від корозії у водяному середовищі [5,6]. Процес *алітування розпиленням* полягає в тому, що деталі з алюмінієвими покриттями, що отримані методами газотермічної металізації, піддають дифузійному відпалу при 850-1000°С на протязі максимум 5 годин [7].Відома технологія нанесення алюмінієвого покриття з газової фази [8] на лопатки газових турбін, виготовлених з нікелевих сплавів. За цією технологією алюмінієве покриття наносили дифузійним способом по підшару гальванічної платини з подальшим відпаломю Процес електрохімічного осадження алюмінію отримав практичне застосування для захисту виробів із сталі, титану, інших металів і сплавів. Для цього використовуються тільки безводі електроліти: ефірно-гідридні, алкілбензольні та металорганічні [9]. Електролітичне відновлення алюмоорганічних з'єднань для отримання покриттів високої чистоти описано в роботі [10]. Отримані покриття відрізняються високою чистотою (99,99%), за своїми фізико-механічними властивостями близькі до електрометалургійних марок алюмінію. Передумовою отримання нових матеріалів з оптимальним комплексом ефективних властивостей є розроблення технологій якісно нового рівня, які базуються на розумінні та прогнозуванні процесів структуроутворення, а, отже, і можливостях впливу на сам механізм формування структури з ажаними фізико-механічними показниками. Однією з нових та найбільш ефективних технологій виготовлення широкого спектру матеріалів, втому числі композиційних, є технологія самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС), суть якої полягає у проходженні прямого синтезу цінних в практичному відношенні сполук в екзотермічних реакціях між певними хімічними елементами [11-14].В роботах[15-21] розглянуті особливості отримання захисних покриттів в умовах СВС.

Постановка завдань. З огляду на вищевикладене та передбачуване використання конструкційних матеріалів в умовах коксохімічного виробництва, проблему захисту сталей можна вирішити шляхом створення алітованих покриттів легованих хромом, кремнієм і титаном. Однак всі відомі методи нанесення алітованих покриттів (порошковий, з паст, в рідких і газових середовищах) є енергоємними і характеризуються великою тривалістю процесу. У зв'язку з цим **актуальною** є розробка нових технологій, що забезпечують отримання алітованих покриттів, необхідних експлуатаційних характеристик при мінімальному часі їх формування. Такими технологіями є ті, що використовують явище СВС.В даній статті викладені результати розробки фізико-хімічної моделі отримання алітованих покриттів в умовах саморозповсюджувального високотемпературного синтезу, яка дозволяє встановити вплив компонентів шихти на структуру, фазовий склад та товщину покриттів, що працюють в умовах коксохімічного виробництва.

Виклад основного матеріалу. При алітуванні в умовах СВС можна виділити пять стадій їх формуваня. *На 1 стадії* в результаті нагрівання СВС-шихти проходе нагрівання і деталей , що знаходяться в ній. З підвищенням температури згідно термодинамічного моделювання починається розпад газотранспортних агентів AlF_3, NH_4I, NH_4F.

На 2 стадії відбувається теплове самозапалювння СВС-шихти, в результаті чого відбувається подальше нагрівання деталей і формується газове середовище, яке складається з галогенідів алюмінію: AlH, AlH2, AlH3, AlF, AlF2, AlF3, AlHF, AlH2F, AlI, AlI2, AlI3, і ін., газоподібних сполук хрому: Al(c), Al2O3(c), AlF3(c), AlI3(c), AlN(c), Cr(c), Cr2(c), CrI(c), Ti(c), і ін.,газоподібних сполук титану: TiOH, TiF, TiF2, TiF3, TiF4, TiOF2, TiI, TiI2, TiI3, TiI4, TiOF і ін.

На 3 стадії за рахунок прогріву деталей, температура знижується до температури процесу. Починає формуватися α-фаза, легована Cr, Al, Si, Ti, а також формуються фази $(Cr,Fe)_{23}C_6$, Fe_2Al_5,FeAl і Fe_3Al, $(Cr,Fe)_7C_3$, $(FeAl)_3Si$, $TiAl_3$, Ti_3Al, TiAl.

На 4 стадії активні атоми хрому, алюмінію, кремнію і титану дифундують у сталь, утворюючи твердий розчин цих елементів у залізі. Також утворюється леговані алітовані фази $(Cr,Fe)_{23}C_6$, Fe_2Al_5,FeAl і Fe_3Al леговані Ti, $Fe_2Al_5, FeAl, Fe_3Al$ леговані Si, $\alpha - \text{тв.р} - \text{н}$ Ali Si в Fe. На даній стадії відбувається формування постійного дифузійного потоку, коли утворюються активні атоми алюмінію, хрому, кремнію й титану. У на відмінну від ізотермічних режимів, виходять покриття значно більшої товщини за рахунок того, що при швидкісному підйомі температури, при СВС, аустеніт має дрібнозернисту й дрібноблочну структуру, що підвищує дифузійну сприйнятливість матеріалу, який оброблюється. Це пов'язано з тим, який аустеніт, що утворюється при різкому підвищенні температури, в умовах СВС характеризується високою щільністю дислокацій по краях зерен і розгалуженістю межзерених границь. У зв'язку із цим, дифузійна швидкість збільшується.

На 5 стадії відбувається охолодження СВС- шихти. За рахунок зменшення температури відбувається зниження швидкості формування легованого ХЗП. Остаточно формується алітоване покриття. Так при легуванні титаном АП на сталі 20 та технічному залізі формуються фази :

Fe_2Al_5 , FeAl і Fe_3Al леговані Ti, TiAl, Ti_3Al, Fe_2Ti і твердий розчин Tii Al в Fe , на сталі 45 та сталі У8: фази : $Cr,Fe)_{23}C_6$, Fe_2Al_5,FeAl і Fe_3Al леговані Ti, $TiAl_3$, Ti_3Al, TiAl і твердий розчин Tii Al в Fe .

При легуванні хромом АП на сталі 20 та технічному залізі формуються фази: Fe_2Al_5, FeAl, Fe_3Al) тв р-н Cr , Alв Fe, на сталі 45 та У8 фази: $(Cr,Fe)_{23}C_6$,$(Cr,Fe)_7C_3$+ тв р-н Al і Cr в α-Fe , Fe_2Al_5, FeAl, Fe_3Al.

При легуванні кремнієм АП на сталі 20 та технічному залізі формуються фази : $Fe_2Al_5, FeAl,$ леговані Si, $\alpha -$ тв.Al і Si в Fe ,$(Fe_2$, на сталі 45 та У8 фази : $Fe_2Al_5, FeAl,$ леговані Si, $\alpha -$ тв.Al і Si в Fe

Дослідження стійкості конструкційних матеріалів в середовищах кам'яновугільної смоли в умовах коксохімічного виробництва базувалось на визначенні швидкості корозії в промислових умовах. Зразки різних матеріалів розміром 60×60 мм, після знежирення і зважування,завішувалися в апарати діючих агрегатів смолоперегінного цеху. Після проведення випробувань зразки виймали з апаратів, визначали зниження ваги і по ній розраховували середню швидкість корозії. В якості досліджуваних матеріалів були: вуглецева сталь (ВСт.3), чавун (СЧ15), хромистий чавун,сталь45 з легованими алітованими покриттями, леговані сталі.

Результати корозійних випробувань зразків свідків у випарнику смолоперегінного цеху наведено в таблиці 1.

Таблиця 1.

Швидкість корозії(мм/рік) в агресивному середовищі смолоперегінної дистиляційної колони у випарнику другого ступеня

Матеріал	Швидкість корозії, мм/год.	
	I випробування	II випробування
ВСТ-3	3,4515	2,7781
Чавун низьколегований	0,6219	—
15Х5М	0,0804	0,0855
Al-Cr (сталь 45)	0,0147	0,0305
Al-Ti(сталь 45)	0,0152	0,0318
Al-Si (сталь 45)	0,0156	0,0378
08Х13	0,0110	0,0296
08Х22Н6Т	0,01314	0,0198
12Х18Н10Т	0,00517	0,0074

Виходячи з результатів таблиці встановлено, що можлива заміна легованих сталей 15Х5М, 08Х13, 08Х22Н6Т сталью 45 з легованими Cr, Ti, Si алітованими покриттями. У випарнику II ступеня зразки сталі Ст.3 і інших матеріалів завішували у вхідного патрубка, що подає пари смоли в апарат.

Вивчення корозійної активності фракцій смоли показало, що найбільшу агресивність має антраценова фракція. Швидкість корозії сталі убуває по висоті колони у міру зменшення температури, за виключенням, можливо, нафталіновій фракції, де швидкість корозії більша, ніж в поглинальній фракції. Вказана закономірність, швидше за все, пов'язана з реакційною здатністю сірчистих з'єднань зі збільшенням температури і їх концентрацією у фракціях кам'яновугільної смоли.

Висновки. В результаті фізико-хімічного моделювання розглянуто вплив хрому, кремнію та титану на формування легованих алітованих покриттів на кожній стадії. Проведено корозійні випробування зразків свідків в агресивному середовищі смолоперегінної дистиляційної колони у випарнику другого ступеня коксохімічного виробництва. Результати роботи впроваджено у виробництво ПрАТ «Запоріжкокс» (м. Запоріжжя) у вигляді технологічного процесу та рекомендацій по захисту деталей машин, що працюють в умовах коксохімічного виробництва та показало їх високу ефективність. Очікуваний економічний ефект від впровадження отриманих результатів досліджень складає 110000 грн./рік.

© Б.П. Середа, О.С. Гайдаєнко

Список використаних джерел.

1. Бахвалов Г.Т. Защита металловот коррозии. М.:Металургия 1964. 290 с.
2. Кошелев В.Н., Губенкова О.А. Исследование защитной способности пиролитических алюминиевых покрытий на стали 30ХГСА //Авиационные материалы и технологии. 2009. №1. С. 6–10.
3. Дриц М.Е., Райтбарг Л.Х. Алюминиевые сплавы: свойства, обработка, применение. М.: Металлургия. 1979. 678 с.
4. Кудинов В.В., Иванов В.М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. М.: Машиностроение. 1981. 192 с.
5. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 60–70.
6. Анипченко Л.А., Костышев В.А. Теплозащитные покрытия для повышения надежности работы дизельных двигателей/В сб. докл. Международной научн.-техн. конф. «Проблемы и перспективы развития двигателестроения». В 2 ч. Самара: СГАУ. 2009. Ч. 1. С. 97–98.
7. Мубояджян С.А., Галоян А.Г. Комплексные термодиффузионные жаростойкие покрытия для безуглеродистых жаропрочных сплавов на никелевой основе //Авиационные материалы и технологии. 2012. №3. С. 25–30.
8. Разуваев Г.А. Применение металлоорганических соединений для получения неорганических покрытий и материалов. М.: Наука. 1986. 256 с.
9. Шлугер М.А. Гальванические покрытия в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение. 1985. 248 с.
10. Разуваев Г.А., Грибов Б.Г. и др. Металлоорганические соединения в электронике. М.: Наука. 1972. 479 с.
11. Мержанов А.Г. Твердопламенное горение / А.Г. Мержанов, А.С. Мукасьян. – М.:Торус Пресс. – 2007. – 336 с.
12. Коидзуми М. Химия синтеза сжиганием. – М.:Мир. – 1998. – 247 с.
13. Мержанов А.Г. Концепция развития СВС как области научно-технического прогресса. – Черноголовка: Территория. – 2003. – 367 с.
14. Кузнецов М.В. Огненные технологии или СВС / М.В. Кузнецов, Ю.Г. Морозов // Химия и жизнь. – 2004. – №1. – С. 16-19.
15. Середа Б.П. Поверхневе зміцнення матеріалів:Монографія / Середа Б.П., Калініна Н.Є., Кругляк І.В. — Запоріжжя: ЗДІА, — 2004. — 230 с.
16. Sereda D. Obtaining of Boride Coatings under SHS Conditions for Car Parts./ D. Sereda, B. Sereda //Material science and technology. Sault Lake City, Utah USA .— 2016.— P.945—948.
17. Sereda D. Obtaining of wear-resistant carbide coatings on high-carbon steels under SHS conditions/D. Sereda// Material science and technology. Pittsburgh. Pennsylvania USA.—2017.— P.417—420.
18. Середа Б.П.Математическое моделирование получения износостойких покрытий с использованием технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / О.Г. Чернета, Б.П. Середа, Д.Б. Середа // Перспективные технологии и приборы. — Луцк: Луцкий НТУ. — 2016. — №8(1) . — С. 94—102.
19. Sereda B. Aluminized Multifunctional Coating on Steel in SHS Condition. / B.Sereda, D.Sereda // Material science and technology. Pittsburgh. Pennsylvania. —USA2014. —P. 482—486.
20. Sereda B. Advanced Chromoaluminizing Coatings for Wear and Heat-resistance on Composite Materials under SHS. / B. Sereda, D.Sereda //Material science and technology. Columbus, OH, USA. — 2015. — P.229—232.
21. Sereda D. Obtaining of Boride Coatings under SHS Conditions for Car Parts./ D. Sereda, B. Sereda //Material science and technology. Sault Lake City, Utah USA .— 2016.— P.945—948.
22. Sereda B. Advanced Hardening of steels with boron coatings obtained under self-propagating high temperature/ B. Sereda,D.Sereda, DOI 10.7449/2018/MST_2018_630_633 //Material science and technology. Columbus, OH, USA. — 2018. —P.630—633.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Б.П. Середа, О.С. Гайдаєнко

УДК 656.135.8

Б.П. Середа, Д.Я. Муковська
Дніпровський державний технічний університет

ЕКОНОМІЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ КАР'ЄРНИХ САМОСКИДІВ В УМОВАХ МЕТАЛУРГІЙНОГО ПІДПРИЄМСТВА

Досліджено підвищення економічної ефективності використання кар'єрних самоскидів в умовах металургійного підприємства. Визначені та проаналізовані техніко-експлуатаційні показники роботи кар'єрних самоскидів. Шляхом аналізу техніко-економічних показників роботи самоскидів запропоновані висновки які дозволять збільшити ефективність використання кар'єрних самоскидів шляхом, зокрема, зменшення витрати палива.

Ключові слова: *самоскид, кар'єр, витрата палива, металургійне підприємство, металургійний шлак.*

Б.П. Середа, Д.Я. Муковская

ЕКОНОМИЧЕСКАЯ ЕФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КАРЪЕРНЫХ САМОСВАЛОВ В УСЛОВИЯХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

Исследовано повышение экономической эффективности использования карьерных самосвалов в условиях металлургического предприятия. Определены и проанализированы технико-эксплуатационные показатели работы карьерных самосвалов. Путем анализа технико-экономических показателей работы самосвалов предложенные выводы которые позволят повысить эффективность использования карьерных самосвалов путем, в частности, уменьшения расхода топлива.

Ключевые слова: *самосвал, карьер, расход топлива, металлургическое предприятие, металлургический шлак.*

B.P. Sereda, D.Y. Mukovska

ECONOMIC EFFICIENCY OF THE USE OF CAREER DUMP TRAINS IN THE CONDITIONS OF THE METALLURGICAL ENTERPRISE

The economic efficiency of the use of mining dump trucks in the conditions of the metallurgical enterprise has been investigated. The technical and operational indices of career dump trucks have been determined and analyzed. By analyzing the technical and economic performance of dump trucks, the conclusions are proposed which will increase the efficiency of the use of dump trucks by, in particular, reducing fuel consumption.

Key words: *dump truck, quarry, fuel consumption, metallurgical enterprise, metallurgical slag.*

Постановка проблеми. Універсальність та мобільність кар'єрних самоскидів робить їх досить ефективними транспортними засобами при експлуатації на вітчизняних металургійних підприємствах. Кар'єрні самоскиди є домінуючим засобом перевезення металургійних шлаків та продуктів їх переробки. Кар'єрні самоскиди та забезпечують ефективність, безперервність і надійність виробництва. У першу чергу це зумовлюється його високими технічними і експлуатаційними показниками в складних умовах експлуатації. В сучасних кар'єрах металургійних підприємств автосамоскиди мають переміщувати великі обсяги металургійних шлаків та продуктів їх переробки. Кар'єрні самоскиди мають потужні техніко-експлуатаційні властивості, які викликані складними умовами експлуатації. Кар'єрні самоскиди відрізняються високою міцністю, значною вантажопідйомністю й великою ємністю кузова. Основні конструктивно-технічні особливості кар'єрних самоскидів: висока маневреність внаслідок малих (10….15 м) радіусів розвороту, автономності живлення, невеликих габаритів; порівняно круті ухили автодоріг, що досягають у вантажному напрямку 90…..10 ‰, порожняковому 120…140 ‰; висока прохідність кар'єрних самоскидів, забезпечувана їхніми високими динамічними якостями й пристосованістю до нерівностей дороги. [1] Завдяки гарним експлуатаційним якостям кар'єрні самоскиди набули широкого застосування на металургійних підприємствах.

На сьогоднішній день актуальним є питання щодо підвищення ефективності використання кар'єрних самоскидів в умовах перевезення металургійних шлаків та продуктів їх переробки, яка характеризується експлуатаційними показниками роботи самоскидів та транспортними витратами. Економічна ефективність використання самоскидів в умовах металургійного підприємства може бути підвищена за рахунок скорочення витрат на витрату палива. Зважаючи на це, сучасні металургійні підприємства, повинні спрямовувати свою діяльність на удосконалення та розробку методів які б призвели до підвищення ефективності функціонування самоскидів, зокрема, за рахунок скорочення витрат питомої та абсолютної витрати палива. Даний процес охоплює різні етапи функціонування самоскидів з метою покращення їх техніко-експлуатаційних показників роботи. Ці напрямки підвищення ефективності базуються на взаємозв'язку техніко-економічних

© Б.П. Середа, Д.Я. Муковська

показниках роботи самоскидів. Саме ці показники визначають економічну ефективність використання самоскидів і собівартість перевезень. Тому керівники підприємств повинні зважати на даний взаємозв'язок для подальшого ефективного функціонування підприємств.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Слід зауважити, що питання яке розглядається є надзвичайно важливим, однак в наукових працях до підвищення економічної ефективності використання самоскидів в умовах металургійних підприємств не отримало на даний час достатнього наукового розв'язання.

У статті [2] обґрунтований метод оцінювання конкурентоспроможності кар'єрних автосамоскидів виходячи з технологічної собівартості 1 т км транспортування гірських порід , яка вимірюється сукупними витратами на експлуатацію самоскидів, а також на введення в технологію гірничих робіт певної моделі самоскиду. Розроблений науковий підхід до прогнозування ймовірних змін показників конкурентоспроможності автомобілів на різній глибині кар'єру на основі корегувальних коефіцієнтів, що враховують адаптацію самоскиду певної моделі до умов його експлуатації на тій чи іншій глибині кар'єру. Наведена економічна оцінка ефективності експлуатації автосамоскидів на різній глибині кар'єру.

У статті [3] розглядається дослідження залежності продуктивності самоскидів від техніко-експлуатаційних показників роботи та впровадження систем моніторингу та контролю ваги вантажу, як одного зі шляхів підвищення продуктивності в гірничодобувній галузі. Основними показниками, що характеризують ступінь використання самоскидів автори визначили вантажопідйомність, коефіцієнти використання пробігу, коефіцієнти використання вантажопідйомності, час простою, технічну швидкість руху. Дана стаття досліджує факторні параметри транспортного процесу кар'єрних самоскидів БеЛАЗ та розробку шляхів підвищення продуктивності самоскидів при конкретних умовах експлуатації.

У статті [4] автор досліджує показники роботи кар'єрних самоскидів та підвищення їх продуктивності у умовах родовища мігматитів. На думку автора одним із важливих факторів підвищення ефективності використання самоскидів вважається стан кар'єрних доріг. Автор стверджує, що у сучасних ринкових умовах діяльність будь-якого підприємства націлена приносити прибуток, який визначається співвідношенням доходів, одержуваних при виконанні заданих об'ємів перевезень гірської маси. Підвищення продуктивності транспортного процесу дозволяє насамперед скоротити витрати підприємства і як наслідок, збільшити його прибуток. На основі графічних та аналітичних залежностей отримані показники, які дозволяють визначити шляхи підвищення продуктивності автосамоскидів умовах Стрижавського родовища мігматитів.

У статті [5] Проаналізовано особливості перевезення гірничої маси автомобільним кар'єрним транспортом. Визначено техніко-експлуатаційні показники роботи рухомого складу на маршруті, що впливають на транспортний процес. Встановлено, що технологічний процес перевезення добутої гірничої маси має високий рівень механізації, що, в свою чергу, вимагає організацію та планування перевезень з метою ефективного її використання.

У роботі [6] встановленні методичні основи визначення впливу технічних та економічних параметрів на ефективність експлуатації самоскидів. Обґрунтовані групові – економічний та технічний – показники оцінювання кар'єрних автосамоскидів з урахуванням їх позитивного чи негативного впливу на результати експлуатації, визначена техніко-економічна ефективність функціонування самоскидів.

У роботі [7] визначено фактори, що впливають на економічні результати експлуатації рухомого складу автотранспорту, зокрема, витрати палива на 1 т вантажопідйомності та 1 кВт потужності двигуна автомобіля. Обґрунтовано статистичний зв'язок між вантажопідйомністю, масою порожньої та завантаженої машини, потужністю її двигуна й швидкістю руху, що є факторними ознаками зазначеного критерію ефективності.

Постановка завдань. Підвищення економічної ефективності функціонування самоскидів передбачає багато різноманітних підходів дослідження техніко-експлуатаційних показників. Це зумовлює необхідність проведення додаткових досліджень з метою обґрунтування та визначення шляхів удосконалення експлуатаційної роботи кар'єрних самоскидів.

Враховуючи умови та специфіку роботи самоскидів при перевезенні металургійних шлаків та продуктів їх переробки, зробити висновки, які будуть спрямовані на подальший пошук рішень у напрямках оптимізації роботи та підвищення експлуатаційних показників роботи кар'єрного автомобільного транспорту. В даній статті викладені результати цього дослідження.

Виклад основного матеріалу. На сьогоднішній день автомобілі самоскиди отримали широке поширення у кар'єрах металургійних підприємств. У першу чергу це зумовлюється його

високими технічними і експлуатаційними показниками в складних умовах експлуатації. В умовах металургійних підприємств організація роботи самоскидів роботи кар'єрних самоскидів будується відповідно до інтересів промислового матеріалопотоку, узгодженої взаємодії з ритмом цехів і підрозділів, з роботою в тяжких умовах навколишнього середовища транспортно-логістичної системи. [8]

На досліджуваному металургійному підприємстві парк самоскидів представлений самоскидами БеЛАЗ та працює на маршрутах, що відрізняються між собою умовами перевізного процесу. Для перевезення шлаків – це найбільш напружені умови роботи, що визначаються, відстанню перевезень від 0,7 до 0,9 км, середньодобовим обсягом перевезення до 16500 т, середньодобовою інтенсивністю перевезення від 500 до 650 ходок на добу.

Основними технічними параметрами кар'єрних автосамоскидів прийнято вважати: вантажопідйомність, потужність двигуна, повна маса, питома витрата палива при номінальній потужності, об'єм кузову, максимальна швидкість.

У табл. 1 приведені основні технічні параметри самоскида БеЛАЗ-7540

Таблиця 1.

Основні технічні параметри самоскида БеЛАЗ-7540

№п/п	Параметри	Значення
1	Повна маса, т	52600
2	Вантажопідйомність, т	30
3	Питома витрата палива при номінальній потужності, г/кВт	228
4	Об'єм кузова, $м^3$	15,1
5	Потужність двигуна, кВт	309
6	Максимальна швидкість, км/год.	50

Всі ці показники впливають безпосередньо на продуктивність автосамоскидів.

Робота автосамоскидів в кар'єрі залежить від багатьох факторів: продуктивності розвантажувально-навантажувальної техніки, професіоналізму водіїв, стану доріг і кліматичних умов, відстані транспортування та інше.

На основі проведених досліджень були виділені показники ефективності кар'єрних самоскидів, які наведені у табл. 2.

По кожному показнику були визначені основні статистичні характеристики, такі як середнє вибіркове ($\overline{X}$).

Данні досліджуваних величин досліджувались на протязі N = 365 послідовних днів 2018 року.

Дослідження транспортного процесу перевезень металургійного шлаку автосамоскидами виконувалось на основі наявної статистичної інформації. Використовувалась методика комплексної систематизації статистичної інформації. А саме, збирання первинного статистичного матеріалу шляхом реєстрації фактів; зведення і групування зібраних у ході статистичного спостереження первинних даних шляхом розподілу їх на певні групи або класи за однією чи більше ознаками; аналіз зведених даних на підставі узагальнених синтетичних показників у формі абсолютних, відносних чи середніх величин на підставі аналітичних показників.

Таблиця 2.

Показники ефективності кар'єрних самоскидів

Значення показників	Середнє вибіркове ($\overline{X}$)
Середньодобовий пробіг, км	814,43
Середньодобова кількість їздок, од	600
Середньодобова довжина їздки, км	0,74
Середня експлуатаційна швидкість руху, км/ч	3,57
Середньодобова питома витрата палива, л/т	0,11
Середньодобова питома витрата палива, л/км	2,17
Середньодобовий об'єм перевезеного вантажу, т	16457,5
Середньодобове завантаження за їздку, т	27,41
Фактична витрата палива, л	1765,38

© Б.П. Середа, Д.Я. Муковська

На сьогоднішній день на металургійних підприємствах процесі постало питання збільшення кількості перевезеного вантажу. У зв'язку з тим, що шлак та продукти його переробки мають певну щільність номінальне завантаження кузову є менше планового. Недозавантаження зумовлюється різною щільністю перевезеного вантажу, тому не завжди є можливість завантажити техніку до максимально можливого рівня. Щільність металургійного шлаку представлена у табл.3.

Таблиця 3

Щільність металургійного шлаку

Матеріал	Щільність, $м^3/т$
Доменний шлак	2,6 - 3
Мартенівський шлак	1,7 – 1,8

Тому як рішення цієї проблеми пропонується змінити конструкцію автомобіля шляхом збільшення вантажної платформи.

Надставні борти будить мати наступні габаритні розміри: бічне ребро конструкції H = 0,57 м; довжину конструкції L = 3 м; ширину конструкції B = 3,2 м,; кут нахилу конструкції $\alpha = 57^0$. Схема конструкції металевих надставних бортів зображена на Рис. 1

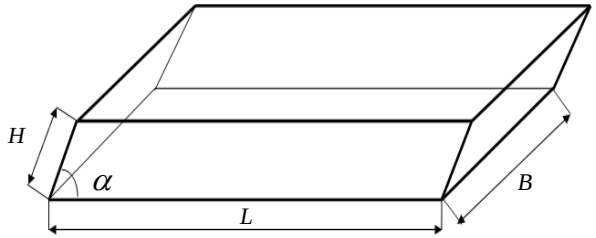


Рис. 1. **Схема конструкції металевих надставних бортів самоскида БеЛАЗ-7540**

Висновки. Встановлення металевих надставних бортів на вантажну платформу самоскида БеЛАЗ-7540 дозволять значно збільшити продуктивність парку самоскидів.

Об'єм перевезеного шлаку, при цьому, не буде перевищуючи вантажопідйомність самоскида, збільшиться об'єм платформи самоскида, збільшиться кількість перевезеного вантажу, збільшиться номінальне завантаження автомобіля, зменшиться питома витрата палива.

Подальші дослідження мають бути спрямовані на підвищення ефективності використання палива самоскидами при перевезенні металургійних шлаків та продуктів їх переробки за рахунок підвищення продуктивності самоскидів.

Практична цінність отриманих результатів полягає в тому, що отримані розрахунки є аналітичною підставою прийняття рішень щодо оптимізації перевізного процесу в умовах кар'єру металургійного підприємства.

Список використаних джерел.

1. Бондаренко Л.А. Економічне оцінювання та обгрунтування шляхів підвищення конкурентоспроможності вітчизняних кар'єрних автосамоскидів: дис. … канд. екон. наук: 08.00.04/ «Національний Гірничий Університет». Дніпропетровськ, 2016. 212 с.

2. Вагонова О.Г., Бондаренко Л.А. Економічна ефективність експлуатації вітчизняних автосамоскидів на кар'єрах як чинник підвищення їхньої конкурентоспроможності. Електронне наукове фахове видання "Ефективна економіка". Дніпропетровськ, 2015. № 1. – С. 1-6. URL: http://www.economy.nayka.com.ua/?op=1&z=4272 (дата звернення: 01.05.2019).

3. Чаплінський В.С., Кирбуюк Г.В. Дослідження факторних параметрів транспортного процесу кар'єрних самоскидів сімейства БеЛАЗ. XIV Міжнародна наукова інтернет-конференція ADVANCED TECHNOLOGIES OF SCIENCE AND EDUCATION (19-21.04.2018) URL: http://intkonf.org/dots-chaplinskiy-vs-stud-kirbuyuk-gv-doslidzhennya-faktornih-parametriv-transportnogo-protsesu-karernih-samoskidiv-simeystva-belaz-ta-shlyahi-pidvischennya-yih-produktivnosti/ (дата звернення: 01.05.2019).

4. Анісімов О.О., Довгалюк І.А. Дослідження показників роботи кар'єрних самоскидів та підвищення їх продуктивності в умовах Стрижавського родовища мігматитів. Збірник наукових праць

Національного гірничого університету. Дніпропетровськ, 2015. № 49. – С. 25-31. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/znpngu_2015_49_5 (дата звернення: 01.05.2019).

5. Мороз М.М. Організація перевезення гірничої маси на ПАТ "Кременчуцьке кар'єроуправління "Кварц". Сучасні ресурсоенергозберігаючі технології гірничого виробництва. Кременчук, 2014. Вип. 2. – С. 171-180. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Srt_2014_2_21 (дата звернення: 01.05.2019).

6. Прокопенко В.І., Бондаренко Л.А. Визначення показників оцінювання конкурентоспроможності кар'єрних автосамоскидів. Науковий вісник НГУ. Дніпропетровськ, 2013. № 2. – С. 122-129. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Srt_2014_2_21 (дата звернення: 01.05.2019).

7. Вагонова О.Г., Бондаренко Л.А. Методичний підхід до формування конкурентних переваг кар'єрних автосамоскидів на основі їх технічних параметрів. Економічний вісник НГУ . Дніпропетровськ, 2015. № 3. – С. 83-91. URL: http://www.irbis-nbuv.gov.ua/cgi-bin/irbis_nbuv/cgiirbis_64.exe?C21COM=2&I21DBN=UJRN&P21DBN=UJRN&IMAGE_FILE_DOWNLOAD=1&Image_file_name=PDF/evngu_2015_3_12.pdf (дата звернення: 01.05.2019).

8. Помазков М.В. Забезпечення ресурсозбереження самоскидів в маршрутах утилізації металургійних шлаків і шламів: автореф. дис. … канд. техн. наук: 05.22.12/ «Приазовський державний технічний університет». Маріуполь, 2011. 21 с.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Б.П. Середа, Д.Я. Муковська

УДК 621.9

В.П. Симонюк, Ю.С. Лапченко, В.Ю. Денисюк, С.В. Ляснік
Луцький національний технічний університет

ДО ОБРОБКИ ДЕТАЛЕЙ У ВІЛЬНОМУ АБРАЗИВНОМУ ВІБРУЮЧОМУ СЕРЕДОВИЩІ

Дана стаття присвячена обробці деталей машин, приладів та підшипників, і, також, може використовуватись в інших галузях, для покращення якостей їх поверхневого шару, а саме при обдирних операціях, шліфуванні, доводочних операціях. В основу статті покладено обробку деталей виготовлених із металу у вільному абразивному вібруючому середовищі.

Ключові слова: *вібраційна установка, електромагнітний привід, обробка деталей, багатокомпонентний привід, псевдорозрідження, віброкипіння, мікроудари.*

В.П. Симонюк, Ю.С. Лапченко, В.Ю. Денисюк, С.В. Лясник

К ОБРАБОТКЕ ДЕТАЛЕЙ В СВОБОДНОЙ АБРАЗИВНОЙ ВИБРИРУЮЩЕЙ СРЕДЕ

Данная статья посвящена обработке деталей машин, приборов и подшипников, и, также, может использоваться в других отраслях, для улучшения качеств их поверхностного слоя, а именно при обдирочных операциях, шлифовке, доводочных операциях. В основу статьи положено обработку деталей изготовленных из металла в свободной абразивной вибрирующей среде.

Ключевые слова: *вибрационная установка, электромагнитный провод, обработка деталей, многокомпонентный привод, псевдоразрежение, виброкипение, микроудары.*

V. Sumonyuk, Y. Lapchenko, V. Denysiuk, S. Lyasnik

TO MACHINING PARTS IN A FREE ABRASIVE VIBRATING ENVIRONMENT

This article is devoted to the processing of machine parts, instruments and bearings, and also can be used in other spheres to improve the quality of their surface layer, namely for abrasive operations, grinding, door closer operations. The article is based on the processing of parts made of metal in a free abrasive vibrating environment. Construction of vibration installations do not always meet the requirements required by the technological process. Therefore, there is a need to modernize the existing or create new designs of equipment. Application in the developed design of vibration installation of electromagnetic actuator has another great positive effect, which consists in the consumption of relatively small amount of energy.

Key words: *whirlpool bathtub installation, electromagnetic drive, processing of parts, multicomponent drive, pseudo rarefaction, vibratory boiling, micro strikes.*

Постановка проблеми. Якість оброблюваних деталей та економічна ефективність віброабразивної обробки, як відомо, залежить від багатьох факторів. Серед цих факторів, як основні, необхідно виділити режими обробки, такі як, амплітуду і частоту вібрації.

Режими вібрування суттєво впливають на продуктивність процесу. Продуктивність технологічного процесу, як відомо, характеризується кількістю оброблених деталей за одиницю часу. Дослідження показують, що зміни поверхневих шарів деталі при обробці будуть проходити тим інтенсивніше, чим вища величина максимальних пришвидшень, які отримують абразивні частинки. При малих величинах пришвидшень, переміщення частинок робочого середовища та оброблюваних деталей відносного стінок робочої камери,не буде, а відповідно, не буде відбуватись і процес обробки.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Процес вібраційної обробки полягає в послідовному нанесенні по поверхні оброблюваних деталей великої кількості мікроударів, а також нанесенні великої кількості мікроподряпин на поверхні частинками робочого середовища. Основою процесу є механічне або механохімічне знімання дрібних частинок металу і його окислів з оброблюваної поверхні, а також вигладжування мікронерівностей поверхні за рахунок пластичного деформування частинками робочого середовища, які відтворюють в процесі роботи складні рухи [1–4].

Формування поверхневого шару в процесі вібраційної обробки відбувається під дією багаторазових мікроударів частинок робочого середовища, які викликають утворення слідів обробки, зміну геометричних і фізико-механічних параметрів поверхневого шару (шорсткості, мікротвердості, залишкових напружень і структури). Форма і розміри слідів обробки визначаються параметрами робочого середовища, режимами обробки, властивостями оброблюваного матеріалу.

Поєднання таких елементів процесу як послідовне нанесення великої кількості мікроударів, інтенсивне перемішування робочого середовища і оброблюваних деталей при їх різній швидкості перемішування і взаємній орієнтації, супроводжується (в залежності від характеристики робочого середовища і режимів вібрування) зніманням металу і його окислів, поверхневим пластичним

© В.П. Симонюк, Ю.С. Лапченко, В.Ю. Денисюк, С.В. Ляснік

деформуванням, і створює умови для виконання очисних, викінчувальних, шліфувальних і інших операцій [5, 6].

Постановка завдань. При дії вібрації в сипучих середовищах відбуваються перетворення, особливості яких зумовлюються інтенсивністю вібрації. В міру збільшення інтенсивності вібрації, в межах амплітудних значень пришвидшень, які не перевищують пришвидшення вільного падіння, сипуче тіло набуває рухомості, псевдотекучості (стан псевдорозрідження). В цьому стані зчеплення між частками слабне, вони наближуються один до другого, відбувається більш щільна вкладка частинок, сипуче середовище ущільнюється. Найбільше ущільнення досягається при амплітудних пришвидшеннях коливань, близьких до пришвидшень вільного падіння. При подальшому збільшенні інтенсивності коливань, частинки сипучого середовища починають втрачати контакт з вібруючим робочим органом, зменшуються і періодично порушуються зв'язки між частинками. При цьому, сипуче середовище переходить в стан кипіння (віброкипіння), для якого характерне розпушування та посилена циркуляція його складових частин. На стадії віброкипіння характерні два стани сипучого тіла – сегрегації частинок (спливання важчих) та інтенсивного перемішування. Другий режим віброкипіння реалізується при більш інтенсивних режимах вібрації[8].

Перехід від стану псевдорозрідження до віброкипіння відбувається при пришвидшеннях, які перевищують пришвидшення вільного падіння.

Під дією вібрації, в сипучих тілах розповсюджуються хвилі деформації. Моношар, який безпосередньо входить в контакт з джерелом збудження вібрації, отримує від нього силові імпульси. Від нижнього моношару, імпульси передаються моношарам, які знаходяться вище. Внаслідок інерційності, присутності сил тертя та незворотніх деформацій, імпульси, в міру передачі їх від моношару до моношару, поступово слабнуть, причому степінь їх послаблення визначається властивостями середовища, а також характером та величиною силових імпульсів.

При віброобробці сипучих тіл відбувається зсув по фазі в переміщенні суміжних моношарів та зменшення середньої швидкості переміщення в міру віддаленості від джерела вібрації. При цьому, нижній моношар, передавши всю свою кінетичну енергію шарам, які знаходяться вище, починає зворотній рух, хоча верхні моношари можуть продовжувати переміщення вверх. В цей момент починається розпушування сипучого тіла.

Вищеописаний режим характерний тим, що можна виділити дві зони: в зоні, яка знаходиться близько до вібровипромінювача, мають місце інтенсивні коливання сипучого тіла, в другій, віддаленій зоні, коливання згладжені, і сипуче тіло знаходиться в псевдорозрідженому стані.

При певних режимах обробки, в робочому середовищі утворюються застійні області, в яких обробка деталей відбувається не так інтенсивно, як в решті об'єму робочої камери. При віброабразивній обробці деталі нагромаджуються в центрі руху, тобто в зоні найменшої кінетичної енергії.

Викладення основного матеріалу. При дії вібрації на сипучі середовища, внаслідок наявності значних сил зчеплення між частинками, є необхідність застосовувати значно більші режими коливань. Так, для переводу дрібнодисперсних сипучих середовищ в стан кипіння, пришвидшення коливань повинні в декілька разів перевищувати пришвидшення вільного падіння.

При режимі роботи, коли завантажена в робочу камеру маса отримує значні пришвидшення, які перевищують в 5–7 та більше разів пришвидшення сили тяжіння, маса відривається від дна робочої камери і виникає відносний рух робочого середовища, деталей та корпусу робочої камери.

Із збільшенням амплітуди, знімання металу зростає внаслідок збільшення сил мікроударів частинок робочого середовища і збільшення шляху активної взаємодії їх на оброблювану поверхню. На продуктивність процесу впливає і частота коливань. Із збільшенням частоти коливань знімання металу зростає (до певного значення). Ріст зняття металу із збільшенням кількості мікроударів абразивних частинок в оброблювану поверхню за одиницю часу пояснюється зростанням швидкості відносного їхнього ковзання і зростанням сил мікроударів в результаті збільшення пришвидшення абразивних частинок при незмінній їх масі. Спостереження за поведінкою робочого середовища в робочій камері показали, що із збільшенням частоти коливань рух всієї маси пришвидшується[9, 10].

Збільшення частоти коливань не тільки підвищує продуктивність, але й сприяє більш рівномірній обробці всієї поверхні і виключає можливості пошкодження та поломки тонкостінних і крихких деталей.

Відносна швидкість проковзування, є одним із основних факторів підвищення ефективності обробки і залежить від абсолютних величин швидкостей руху абразивних частинок і

оброблюваних деталей. В свою чергу, ці швидкості знаходяться в залежності від амплітуди і частоти коливань, траєкторії руху резервуару, а також від співвідношення мас оброблюваних деталей і абразивних частинок.

З підвищенням частоти вібрації, імпульс від стінок і днища робочої камери передається тільки шарам робочої суміші, які знаходяться близько від стінок, з частотою, відповідній частоті коливань робочої камери. Ті шари робочої суміші, які віддалені від стінок та днища, ще до закінчення переміщення в початковому напрямку, отримують імпульс протилежного знаку, тому їх рух затухає.

Проаналізувавши викладене, можна зробити висновок, що найкраща продуктивність при вібраційних методах обробки деталей вільними абразивами досягається збільшенням швидкості взаємного зіткнення деталі і гранул абразиву, враховуючи лише два основні фактори, такі як, частоту та амплітуду коливань.

При цьому, необхідно враховувати і недостатність впливу на якість обробки деталей лише двох факторів, як основних, амплітуду та частоту коливань.

Проведені дослідження показують, що необхідно враховувати ще й такі фактори, як траєкторію руху деталей у вібруючому середовищі та й те, що у середовищі при стабілізованому русі, утворюються дуже негативні явища, так звані «мертві зони» із малорухливим середовищем. Деталі, які попадають у таку зону, відрізняються гіршою якістю обробки.

Основною причиною утворення застійних зон є недосконаліть конструкцій вібраційного обладнання, яка пов’язана із створенням при роботі стабілізованого руху робочого середовища.

На викінчувальних операціях при обробці вільними абразивами деталей, до якості поверхонь яких висуваються особливі вимоги щодо шорсткості їх поверхонь (деталі приладів, штифти, деталі підшипників тощо), є певні труднощі при виборі конкретних вібраційних машин.

За характером вібрації робочої камери, вібраційної установки поділяються на однокомпонентні, в яких використовуються вібрації в одному напрямку, як правило, у вертикальному чи горизонтальному; двокомпонентні, в яких вібрації використовуються в двох напрямках, як правило, колові або еліптичні у вертикальній площині; трьохкомпонентні, де вібрації використовуються в трьох напрямках.

Однокомпонентні вібрації широкого розповсюдження на викінчувальних операціях не знайшли. Їх використовують, в основному, на операціях грубої віброгалтовки через наступні суттєві недоліки. При вертикально направленій вібрації робоча маса не буде перемішуватись і оброблюватись будуть тільки деякі поверхні деталей, що зорієнтовані вздовж вібраційного руху. Біля дна робочої камери, під дією тиску шарів, що знаходяться вище, обробка буде більш інтенсивною. Більш важчі частини будуть осідати біля дна робочої камери. При горизонтально направлених коливаннях теж не забезпечуються умови нормального протікання процесу тому, що відсутнє взаємне переміщення оброблюваних деталей і робочого середовища.

При коливаннях робочої камери в двох напрямках, по траєкторії, яка є еліпсоподібною чи коловою, забезпечуються кращі умови процесу обробки з інтенсивнішим перемішуванням робочого середовища, рівномірнішим зняттям металу з поверхні деталей.

Установки з трьохкомпонентною вібрацією мають незначні технологічні переваги над установками з двохкомпонентною вібрацією. Ці переваги полягають в більш рівномірній обробці поверхонь і в підвищенні продуктивності на викінчувальних операціях. Недоліками цих установок є складність їх конструкції та ускладнення пов’язані із зміною режимів вібрації.

Однією із актуальних задач розвитку вібраційної обробки є вдосконалення діючих та створення нових вібраційних верстатів. Одним із основних напрямків вдосконалення процесу віброобробки є якісна зміна самого процесу вібраційної обробки та створення у зв’язку із цим принципово нових конструкцій вібраційних машин. Цей напрямок є найбільш перспективним, так як він дозволяє очікувати якісних змін в процесах вібраційної обробки.

Вібраційні машини відрізняються від звичайних металооброблюваних відсутністю деталей, які труться між собою, пониженим використанням енергії, високою технологічною ефективністю. Для встановлення верстатів не потрібно спеціального фундаменту. Їх розміщують на підлозі виробничого приміщення за допомогою пружних амортизаторів.

В загальному, принцип дії вібраційної абразивної машини наступний: привід надає переміщення робочому органу віброверстата – робочій камері (бункеру, контейнеру), в якій міститься абразив та заготовки і яка опирається на пружну ланку.

© В.П. Симонюк, Ю.С. Лапченко, В.Ю. Денисюк, С.В. Ляснік

Вібраційна машина повинна містити пристрої, які забезпечують необхідний характер вібрацій. Основним вузлом вібраційної установки, який забезпечує виконання головного руху вібрування, є вібратор.

Здійснення вібраційних навантажень об'єктам обробки можливе різними способами. Широко відомі вібромашини з механічним, електричним, пневматичним, гідравлічним приводами та їх поєднаннями. На практиці в конструкціях вібраційних установок дуже часто застосовуються механічні вібратори відцентрового типу, дебалансні віброзбуджувачі, які прості за конструкцією, надійні та дозволяють легко змінювати збуджуючу силу.

Беручи до уваги вище наведене та результати проведених досліджень, можна зробити висновок, що обробку деталей вібраційними методами найбільш доцільно проводити на регульованих вібраційних верстатах.

Процес віброабразивної обробки поверхонь деталей супроводжується нанесенням великої кількості мікроударів частинками робочого середовища, в результаті яких на поверхні утворюються лунки і подряпини невеликої довжини. Послідовне нанесення великого числа ямок і подряпин та їх поєднання утворює мікрорельєф поверхні. Мікроудари абразивних зерен спрямовані під різними кутами до оброблюваної поверхні. В такому випадку абразивна частка ковзає по оброблюваній поверхні на невеликій ділянці (до 0,5…1 мм), в результаті чого відбувається зшкрябування частинок металу.

Сьогодні при конструюванні нових установок все більшу увагу приділяють створенню поряд з традиційним одновібраторним приводом (використовується один збудник вібрацій) різних схем багатовібраторних приводів, щоб підвищити продуктивність і якість обробки.

На перших порах, нами була розроблена конструкція вібраційної установки з одним електромагнітом(рис. 1), який був розміщений посередині основної несучої плити. Обладнання включає вібробункер 1, встановлений на пружному підвісі 2.Вібрації в системі створюються електромагнітним приводом 3. Ударне навантаження, яке створюється рухомими частинами,сприймають демпфери розміщені на упорах 4.

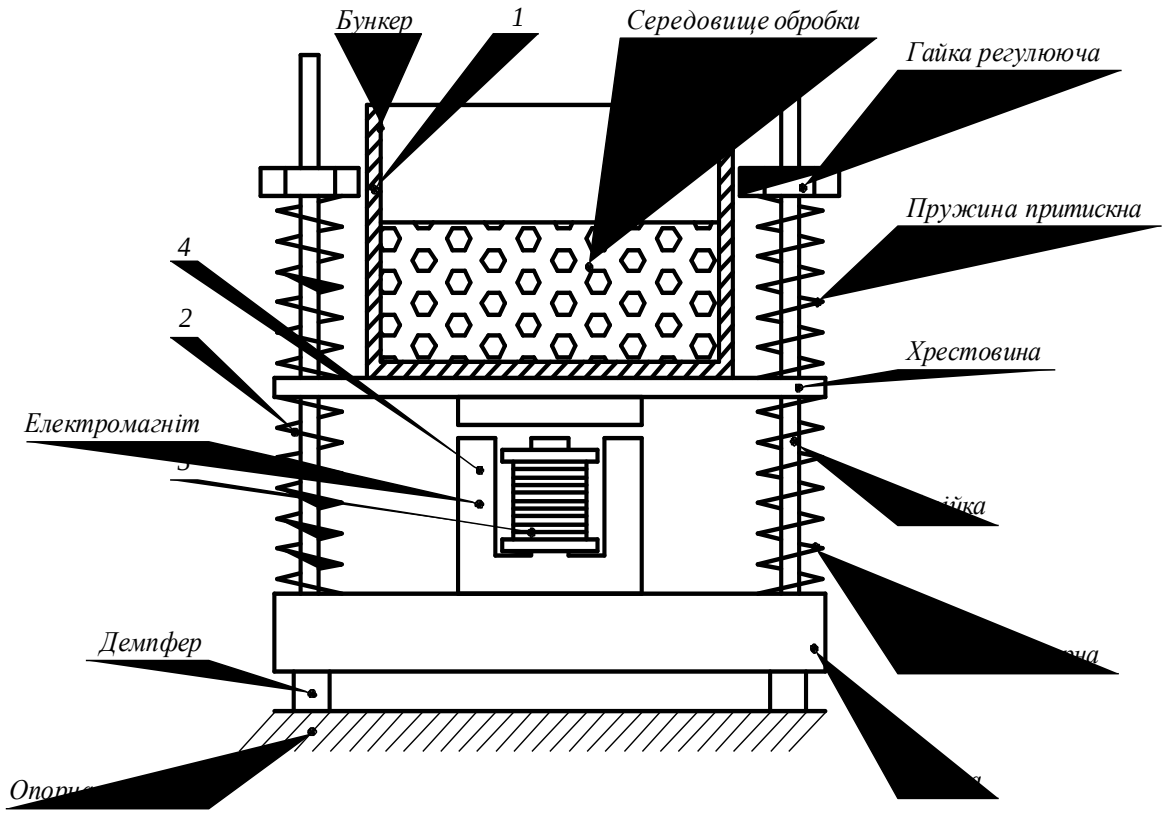


*Рис. 1.***Схема експериментальної вібраційної машини**

Проте в процесі розвитку цього напрямку обробки виникло багато питань, що вимагали в основному конструктивного та технологічного вирішення. По-перше виявилось, що якість обробки передусім залежить як від робочої суміші – абразиву, так і від технологічного параметра – частоти спрацювань електромагніта. Перший фактор підібрати неважко. Для кращих робочих

© В.П. Симонюк, Ю.С. Лапченко, В.Ю. Денисюк, С.В. Ляснік

характеристик абразиву, необхідно, щоб він мав гострі грані та мінімальні розміри. Для покращення обробки в абразив додають інші сипучі матеріали (сполуки кремнію), що зумовлюють кращий контакт деталі з сумішшю.

Інший фактор – характеристика роботи приводу– вимагає складніших рішень, оскільки базується на складних розрахунках. Дуже важко підібрати оптимальну функцію змушуючої сили приводу.

Один з розв’язків цієї проблеми полягає у збільшенні кількості магнітів електромагнітної установки. В цьому випадку зникає нагальна необхідність підбору виду функції змушуючої сили, оскільки спрацювання магнітів в різній комбінації (попарно, по-діагоналі, по-одному тощо) забезпечують уникнення застійних зон робочого середовища, які можуть привести до виникнення неоднорідності обробки поверхні деталі. Залишається лише вибрати найефективнішу комбінацію спрацювань електромагнітів.

Нами була спроектована та виготовлена експериментальна вібраційна установка (рис.2), в конструкції якої передбачена заміна одного вібраційного приводу на декілька. Приводами в установці слугують електромагніти [7].

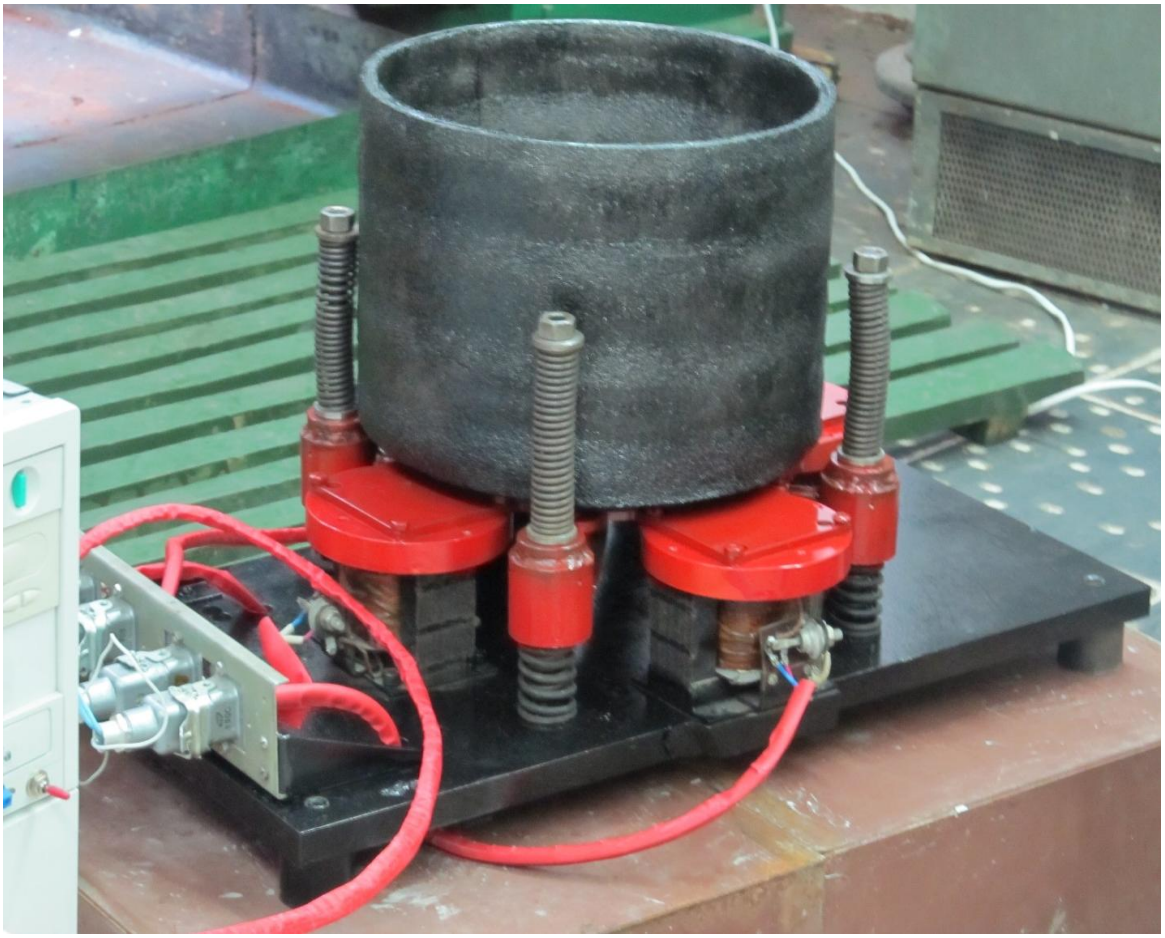


*Рис. 2.***Експериментальна вібраційна установка із багатокомпонентним електромагнітним приводом**

Застосування кількох малопотужних вібраторів замість одного більш потужного дало змогу рівномірно розподілити змушуючу силу по вібруючому бункері, а це дозволяє уникати зон, в яких не відбувається активного перемішування. Також кілька малопотужних вібраторів споживають набагато менше енергії, ніж один більш потужніший, що дозволяє ще й заощадити значну кількість енергії[11, 12, 13].

Для підбору оптимальних частот та амплітуд коливань вібробункера необхідно враховувати власні коливання робочого тіла та жорсткість пружин, адже саме ці параметри й формують зону, в якій працюватиме установка: дорезонансну, резонансну, зарезонансну.

Дослідження проведені багатьма фахівцями в напрямку вібраційної обробки показують, що в дорезонансній зоні, обробка практично не відбувається в силу малорухливості робочої суміші,

тобто, відбувається незначне переміщення оброблюваних деталей відносно абразивної суміші. У резонансній зоні відбувається найкраще взаємне переміщення деталей та суміші. Великим недоліком в даному випадку є те, що увести вібруючу систему в резонанс та утримувати її не є реальним із багатьох причин. Найбільшою проблемою є руйнування рухомої механічної конструкції в зоні резонансу. Найкращою зоною для обробки є зарезонансна. Але для багатьох конструкцій ця зона пов'язана знову ж таки із складністю переходу від дорезонансної через резонансну для входу в цю зону.

Висновки. Запропонована нами конструкція має можливість, практично, моментального входу в зарезонансну зону, поза як, електромагніти відразу починають працювати із частотами, кратними мережевій частоті. Окрім цього, вони мають можливість певного регулювання, пов'язаного, знову ж таки, із частотою мережі.

Встановлено, що ударно-імпульсні навантаження на вібробункер приводять до виникнення повільного циркуляційного руху робочого середовища. Даний рух інтенсифікується при несиметричному ударному навантаженні. Циркуляційний рух має вигляд кільцевого або дугоподібного вихрового кільця, яке охоплює весь об'єм робочого середовища. Для визначення характеру вихрового руху допустимим є застосування закону зміни кількості руху в інтегральній формі для виділеного контрольного об'єму робочого середовища. Середня швидкість циркуляційного руху залежить від інтенсивності удару, швидкості вібробункера до удару та маси робочого середовища. Кутова швидкість вихрового руху пропорційна середній швидкості циркуляційного руху.

Список використаних джерел:

1. Бабичев А.П. Физико-технологические основы методов обработки: учебное пособие для вузов / А.П. Бабичев. -Ростов-на-Дону: Феникс, 2006. – 410 с.

2. Бурштейн И.Е., Балицкий В.В. Объемная вибрационная обработка. –Ленинград: "Машиностроение", 1983. – 396с.

3. Волков И.В. Технологические возможности вибрационной обработки деталей на станках с U-образной формой контейнера / И.В. Волков, Ю.Ю. Дегтярева, М.А. Калмыков, А.П. Николаенко // Вестник Харьковского национального технического университета сельского хозяйства им. П. Василенко: Сб. научн. стат. – Вып. № 42. – Х., 2006. – С. 167–173.

4. Лубенская Л.М. Особенности шпиндельной обработки деталей в среде свободного абразива / Л.М. Лубенская, Е.В. Нечай, Г.Ю. Бурлакова // Вібрації в техніці та технологіях. – 2009. – №4(56). – С. 97-102.

5. Назаренко І.І., Ручинський М.М. Вібраційні машини технологічного призначення із багаторежимними законами руху // Український міжвідомчий науково-технічний збірник «Автоматизація виробничих процесів у машинобудуванні та приладобудуванні», вип.45. видавництво Львівської політехніки. – Львів, 2010, С.329–335.

6. Отделочно-упрочняющая обработка деталей многоконтактным виброударным инструментом / А.П. Бабичев, П.Д. Мотренко, И.А. Бабичев и др. – Ростов-на-Дону: ДГТУ, 2003. – 192 с.

7. Патент 126090 Україна, МПК B24B 31/06 (2006.01). Вібраційна установка / Симонюк В.П., Федорчук О.В., Денисюк В.Ю., Кайдик О.Л., Лапченко Ю.С./ Заявник і патентовласник: Луцький національний технічний університет, Луцьк; заявл. 04.12.2017; опубл. 11.06.2018; Бюл. №11. – 4 с.

8. Сердюк Л.И. Определение кинетической энергии системы при моделировании вибрационных машин / Л.И. Сердюк // Вібрації в техніці та технологіях. – 2004. – № 3(35). – С. 109–113.

9. Струтинський В.Б., Калмиков М.О. Вібраційна обробка (Теорія й практика застосування):монографія – Луганськ: Вид-во «Ноулідж», 2010. – 427с.

10. Струтинський В.Б., Калмиков М.О., Шумакова В.Б., Лубенська Л.М. Інструмент для обробки деталей вільними абразивами: монографія / Луганськ: вид-во «Ноулідж», 2010. – 214с.

11. Струтинський В.Б. Вдосконалення обладнання та процесу ударно-імпульсної обробки деталей у вібробункері: монографія / В.Б. Струтинський, В.П. Симонюк, В.Ю. Денисюк – Луцьк: СПД Гадяк Жанна Володимирівна друкарня "Волиньполіграф»ТМ, 2016. – 139 с.

12. Струтинський В.Б. Дослідження закономірностей повільного циркуляційного вихрового руху робочого середовища у вібробункері / В.Б.Струтинський, В.П. Симонюк, В.Ю. Денисюк / "Перспективні технології та прилади". Збірник статей. Випуск 10(1). м. Луцьк, червень 2017 р. – Луцьк: Луцький НТУ, 2017. – С. 176–185.

13. V. Symonyuk.Experimental study of circulating vortex movement working environment in vibrobunker / V. Symonyuk V. Denysiuk, Y. Lapchenko/Mechanics, Materials Science & Engineering Journal. Volume 12, September 2017, Pages 41-54, DOI 10.2412/mmse.58.82.178 provided by.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2019

© В.П. Симонюк, Ю.С. Лапченко, В.Ю. Денисюк, С.В. Ляснік

УДК 621.762

В.А. Сичук, О.В. Заболотний, П.М. Харчук

ПРАКТИКИ МОДЕРНІЗАЦІЙ СИСТЕМ ЧПУ МЕТАЛОРІЗАЛЬНИХ ВЕРСТАТІВ

В представленій статті запропоновано методику модернізацій металорізальних верстатів з застарілими системами ЧПУ шляхом впровадження сучасних нових. Даний вид робіт є привабливим, оскільки зазвичай механічна частина старих верстатів з ЧПУ не є зношеною, а застаріла лише система керування. В результаті проведених робіт на модернізованих верстатах можна обробляти складні високотехнологічні деталі, попередньо розробивши код програми обробки в сучасних CAM програмах.

Ключові слова: *ЧПУ, фрезерування, металорізальні верстати, крокові двигуни.*

В.А. Сычук, О.В. Заболотный, П.М. Харчук

ПРАКТИКИ МОДЕРНИЗАЦИЙ СИСТЕМ ЧПУ МЕТАЛЛОРЕЖУЩИХ СТАНКОВ

В представленной статье предложена методика модернизаций металлорежущих станков с устаревшими системами ЧПУ путем внедрения современных новых. Данный вид работ является привлекательным, поскольку обычно механическая часть старых станков с ЧПУ не является изношенной, а устарела только система управления. В результате проведенных работ на модернизированных станках можно обрабатывать сложные высокотехнологичные детали, предварительно разработав код программы обработки в современных CAM программах.

Ключевые слова: *ЧПУ, фрезерование, металлорежущие станки, шаговые двигатели.*

V. Sychuk, O. Zabolotnyi, P. Harchuk

PRACTICES OF MODERNIZATION OF CNC SYSTEMS OF METAL-CUTTING MACHINE TOOLS

In the presented article the method of modernization of metal-cutting machine tools with old CNC systems is proposed by introducing modern new ones. This type of work is very useful, because in most cases the mechanical parts of the old CNC machines is not worn out, and only the control system is not modern enough. As a result of the work on modernized machines, it is possible to process complex high-tech details, having pre-developed code of the processing program in modern CAM programs.

Keywords: *CNC, milling, metal-cutting machine tools, stepper motors.*

Вступ

Збільшення рівня конкурентоспроможності, продуктивності, якості, точності виготовлення виробів в машинобудівній сфері неодмінно приводить до застосування обладнання оснащеним системами числового програмного управління.

На даний час в Україні є великий парк застарілого металорізального обладнання, що не відповідає сучасним вимогам в сфері їх управління. Варто відмітити, що вік верстата не еквівалентно його спрацьованості. Для прикладу візьмемо період важких 90-х років XX століття при якому велика кількість металообробних підприємств не працювали взагалі. В даному випадку механічна частина верстатів залишилася не спрацьованою, проте їх електроніка морально застаріла дивлячись на дуже стрімкий розвиток комп'ютерної техніки.

Сучасний стан механічної обробки базується на використані багатоцільових верстатів, які забезпечують необхідну точність, при високошвидкісних режимах різання (OMV – технології). Вартість такого обладнання складає сотні тисяч доларів. Разом з тим на підприємствах України є багато верстатів з ЧПК, які оснащенні застарілими системами керування (для прикладу вітчизняними системами 2Р22, 2С42, ...). Продуктивність таких верстатів не задовольняє сучасним вимогам.

Такий стан речей призвів до робіт по модернізації таких «неспрацьованих» металорізальних верстатів, що виконалися працівниками та студентами Луцького НТУ.

Теоретична частина

На сьогодні ринок електроніки для верстатів з ЧПУ є надзвичайно різноманітний, як в ціновому так і в компонувальному аспекті. Мається на увазі те, що можна придбати, як уже готові рішення ЧПУ, так і компонувати, паяти, збирати їх самому. Очевидно, що останній варіант надзвичайно привабливий як з економічної, так і з навчально-наукової точки зору. Загалом, в спрощеному вигляді, систему ЧПУ металорізального верстата можна зобразити так як показано на рис. 1.

Робота системи полягає в наступному:

- керуючі сигнали від комп'ютера поступають до інтерфейсної плати, в якій вони перетворюються на сигнали придатні для оброблення в платі керування двигунами;

© В.А. Сичук, О.В. Заболотний, П.М. Харчук

- з плати керування двигунами сигнали безпосередньо поступають в двигуни, які здійснюють необхідну роботу.

В якості програмного забезпечення яке може керувати системою ЧПУ верстата можна застосовувати ряд програм: EMC2, Mach3, TurboCNC, Universal G-code Sender та ін.

Великою перевагою представленої системи ЧПУ полягає в її дуже гнучкому та зручному використанню. В якості комп'ютера можна застосовувати звичайний персональний комп'ютер. При створенні управляючих програм для обробки деталей можна застосовувати сучасне CAM програмне забезпечення (FeatureCAM, PowerMill, SolidCAM, MasterCAM та ін..).

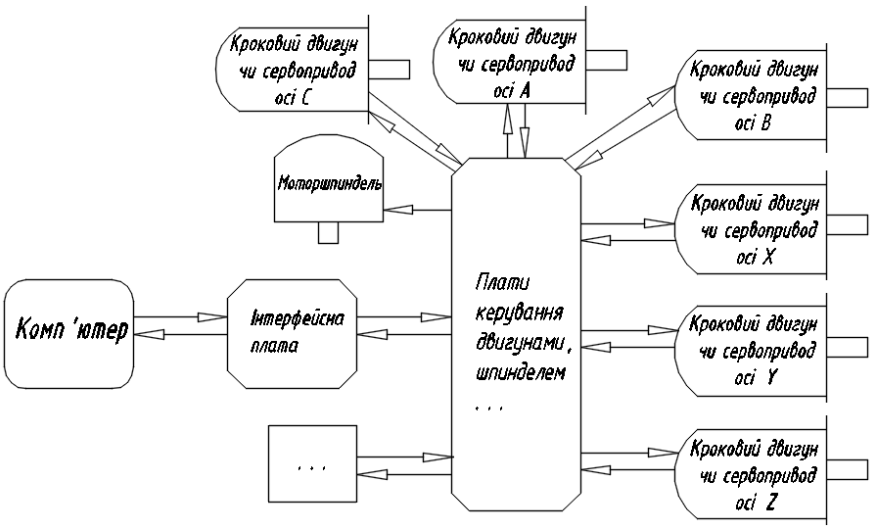


Рис. 1. **Спрощена схема системи ЧПУ металорізального верстата**

Крім вище представленої схеми було розроблено ще одну схему (рис. 2) при якій доцільно модернізовувати верстати з сервоприводами постійного струму.

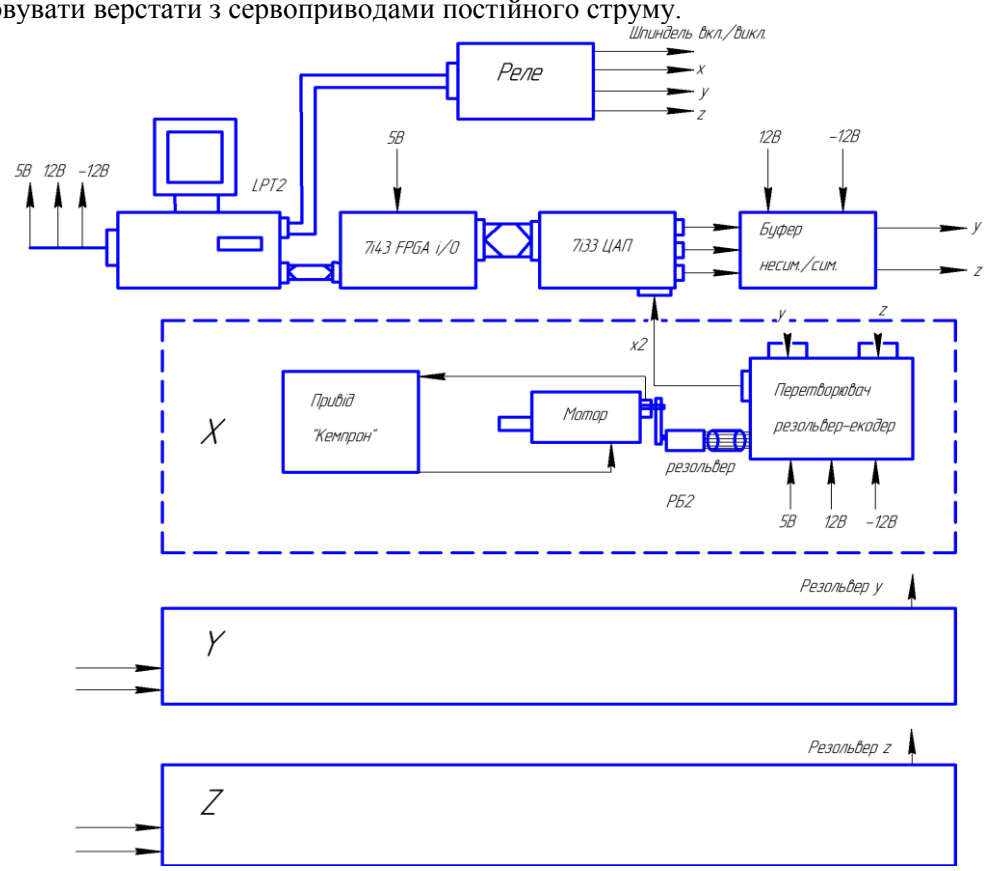


Рис. 2. **Структурна схема системи керування консольно-фрезерного верстата моделі 6Т13Ф3**

Користуючись вище представленими схемами в Луцькому НТУ успішно було модернізовано та створено ряд металообробного обладнання з ЧПУ:

- консольно-фрезерний верстат 6Т13Ф3 (осі X, Y, Z);

© В.А. Сичук, О.В. Заболотний, П.М. Харчук

- додаткова поворотна вісь А на фрезерні верстати;
- додатковий 2-осьовий поворотний стіл (осі А, С) на фрезерні верстати;
- вертикально-фрезерний верстат моделі 6520Ф3 (осі X, Y, Z);
- токарно-гвинторізний верстат моделі 16А20Ф3 (осі X, Z, автоматичний поворот револьверної головки, керування шпинделем);
- токарно-гвинторізний верстат 16У03П (осі X, Z, керування обертами шпинделя здійснюється частотним генератором).

Варто відмітити, що механічна частина вище згаданих верстатів має відмінний стан.

Практична частина

Методика застосування схеми приведеної на рис. 1. В якості плати драйверів крокових двигунів було обрано 4-х канальний драйвер крокового двигуна на 4А DD8727T4V1 (рис. 3.)

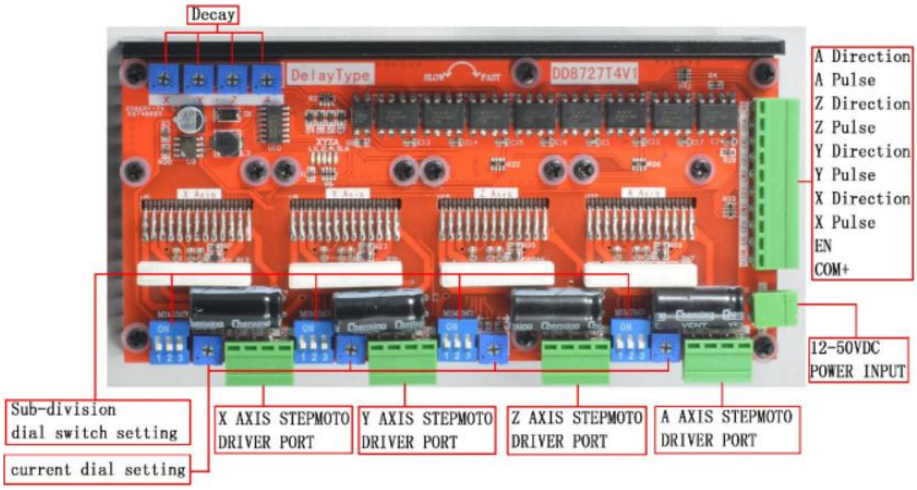


Рис. 3. **4-х канальний драйвер крокового двигуна на 4А DD8727T4V1**

В якості програмного забезпечення яке керує модернізованою системою ЧПУ верстата 6520Ф3, було обрано MACH3. В результаті чого необхідно було застосувати спеціальну інтерфейсну плату (рис. 4), яка дає змогу керувати платою драйверів з персонального комп'ютера на якому встановлено програмне забезпечення MACH3.



Рис. 4. **Інтерфейсна плата MACH3**

Усі компоненти були з'єднані між собою згідно інструкцій по експлуатації вище представлених електронних плат та двигунів, в результаті чого отримали функціональний фрезерний верстат з ЧПУ 6520Ф3 (рис. 5).

© В.А. Сичук, О.В. Заболотний, П.М. Харчук



Рис. 5 **Фрезерний верстат 6520Ф3 (1976 року випуску) з модернізованою системою ЧПУ**

Методика застосування схеми приведеної на рис. 2. Також була проведена модернізація консольно-фрезерного верстата моделі 6Т13Ф3 рис. 6. Метою модернізації є заміна системи керування. Приводи та механічна частина були в робочому стані.



Рис. 6. **Фрезерний верстат 6Т13Ф3 (1986 року випуску) з модернізованою системою ЧПУ**

Обрана система керування ЧПУ EMC2 працює на персональному комп'ютері, під управлінням операційної системи Linux. EMC2 – відкрита система, що означає доступність програмних кодів для вивчення та налаштування системи.

Комп'ютер через паралельний порт під'єднаний до плати вводу виводу 7i43-4 за допомогою 24 жильного шлейфу. Блок живлення комп'ютера виробляє напруги 5В, +12В, -12В для живлення усіх керуючих компонентів системи.

Плата вводу-виводу 7i43-4 містить FPGA X3S400 фірми Xilinx. Конфігурація FPGA відбувається при запуску EMC2 через паралельний порт. Для роботи з платою, програма EMC2 завантажує загальний драйвер hostmot2 та драйвер hm2-7i43. В рядку запуску драйвера hm2-7i43 передається шлях до файлу мікропрограми FPGA. Драйвер hm2-7i43 здійснює завантаження мікропрограми через паралельний порт в режимі EPP. Далі драйвер здійснює зв'язок програми EMC з FPGA. Мікропрограма SVST4_4B реалізовує такі компоненти: 4 encoder, 4 PWM, 4 StepGen. Така реалізація дає можливість керувати одночасно чотирма сервоприводами та чотирма кроковими приводами. Плата для своєї роботи потребує напругу 5В .

До роз'єму плати 7i43-4 за допомогою 50 жильного шлейфу під'єднана плата ЦАП 7i33TA. Вона містить активні фільтри на операційних підсилювачах, для перетворення широтно-імпульсного сигналу в керуючий аналоговий сигнал -10В…+10В. Живлення плати здійснюється через шлейф від плати вводу/виводу.

© В.А. Сичук, О.В. Заболотний, П.М. Харчук

Аналоговий керуючий сигнал з плати 7i33TA поступає на буфер виконаний на ОУ MC33072PG. Буферний каскад також здійснює перетворення несиметричного керуючого сигналу в симетричний.

Далі керуючий сигнал за допомогою витої пари подається на тиристорний привід ”Кемрон”, розміщений в шафі електроавтоматики. Привід керує двигуном постійного струму 4AEB6 з тахогенератором зворотного зв’язку.

В кришці мотора міститься резольвер РБ2. З’єднання з валом здійснено через шестерні мультиплікатора на 2 (на один оберт вала 2 оберти резольвера). Резольвер під’єднано до блоку перетворювача сигналу резольвера в сигнал енкодера за допомогою екранованого кабелю. Блок подає на резольвер опорний гармонійний сигнал, і по вихідних сигналах sin та cos обчислює зміни кута повороту вала. Вихідним сигналом є TTL сигнал енкодера 1024 імпульси на один оберт. Для своєї роботи блок потребує живлення 5В, +12В, -12В. Сигнал енкодера подається на плату 7i33TA і через шлейф на плату 7i43-4 (рис. 7).

З врахуванням мультиплікатора отримуємо 2048 імп/оберт. При переміщенні 1см/оберт, отримуємо похибку, близько $5 \cdot 10^{-3}$мм.

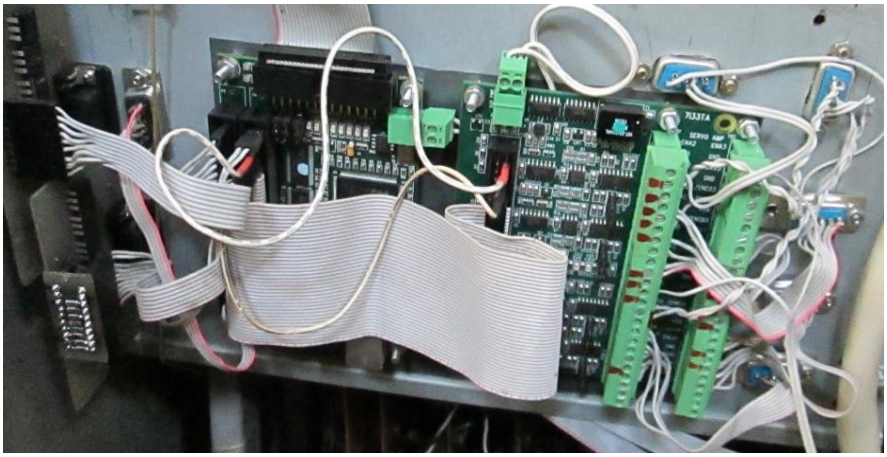


Рис. 7. **Розроблена плата ЧПУ фрезерного верстата**

Обертовий рух валу двигуна, за допомогою пари гвинт-гайка перетворюється в поступальний рух переміщення столу та шпинделя.

В комп’ютер встановлено, ще один адаптер паралельного порту. До нього під’єднана плата реле, що здійснює включення, виключення шпинделя, а також включення, виключення приводів переміщень при запуску програми. Плата потребує для роботи живлення 12В.

Налаштування PID контролера здійснено ручним способом, безпосередніми пробами. Виставляємо коефіцієнт I та D в 0. Та збільшуємо пропорційний коефіцієнт P поки цикл не почне коливатися. Далі P встановлюємо рівним половині цього значення, і збільшуємо I до тих пір поки переміщення буде коректуватись за адекватний час для процесу. Коефіцієнт D був залишений рівним 0 для всіх трьох координат. Вибрані коефіцієнти забезпечили похибку 20 мкм.

Результати

Для перевірки функціональності модернізованої системи ЧПУ верстата 6Т13Ф3, були розроблені управляючі програми для двох тестових деталей різної конфігурації для подальшого їх виготовлення.

На рис. 8 зображено циліндричну деталь на торці якої є фрезерування складної траєкторії у вигляді «пацюка». Діаметр циліндру – 30мм, заглиблення фрезерування – 1мм. Матеріал заготовки – алюміній. Інструмент, який використовувався – фреза кінцева діаметром 1мм.

На рис. 9 зображено деталь складної просторової форми. Заготовка прямокутна з розмірами 100 х 100 х 55 мм. В деталі присутні такі елементи: рівні паралельні вертикальні та горизонтальні сторони, випукла півсфера, заглиблення у формі півсфери, половина циліндру, половина циліндричного отвору, кубик, круговий паз, заокруглення, прямокутник з похилою стороною, циліндричний глухий отвір. Матеріал заготовки – алюміній. Інструменти, які використовувалися: фреза кінцева діаметром 10мм, фреза кінцева сферична діаметром 6мм (змінювалась в процесі обробки для формування правильного півсферичного заглиблення).

© В.А. Сичук, О.В. Заболотний, П.М. Харчук



Рис. 8. **Циліндрична деталь на торці якої заглиблення у формі «пацюка»**

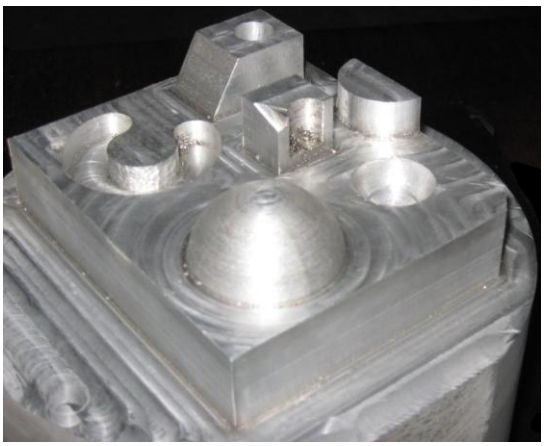


Рис. 9. **Деталь складної просторової форми**

Також для перевірки функціональних можливостей верстата 6520Ф3 з модернізованою системою ЧПУ було спроектовано та оброблено стальну тестову деталь з складними траєкторіями руху. Процес обробки наведено на рис. 10.



Рис. 10. **Обробка деталі на фрезерному верстаті 6520Ф3 з модернізованою системою ЧПУ**

Для написання управляючих програм для фрезерування представлених вище деталей була використана програма FeatureCAM. В даній програмі були введені усі необхідні параметри: інструменти, матеріал заготовки, стратегії обробки фрезами, сконфігурований постпроцесор під модернізовану систему ЧПУ консольно-фрезерного верстата. Згенеровані управляючі програми були записані у ЧПУ верстата, за якими і було виготовлено деталі в металі.

Висновки

Даний метод модернізації застарілих верстатів з ЧПУ є ефективним і рекомендується для проведення. Великою перевагою при переведенні старої системи ЧПУ на нову є відносна дешевизна та можливість застосовувати дешеве комп'ютерне забезпечення в якості складової системи керування верстатом. Провівши таку модернізацію стає можливою застосовування сучасного CAM програмного забезпечення для виготовлення високотехнологічних складних деталей.

Список використаних джерел:

1. Грачев Л.Н., Косовский В.Л., Ковшов А.Н. и др. Конструкция и наладка станков с программным управлением и роботизированных комплексов: Учебное пособие для СПТУ. - М., Высшая школа, 1986. - 288 с.

2. Харчук П.М., Сичук В.А., Заболотний О.В., Рудь В.Д., Монюх І.В. Модернізація системи ЧПК консольно-фрезерного верстата моделі 6Т13Ф3. // Міжвузівський збірник "Комп'ютерно-інтегровані технології: освіта, наука, виробництво". - №8. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2012. – с. 192-195.

3. Кузнецов Ю.Н. Станки с ЧПУ: Учеб. пособие. - К.: Выща школа, 1991.– 278 с.

4. Металлорежущие станки: Уч. для машиностроит. Вузов / Под ред. В.Э. Пуша - М.: Машиностроение, 1985. - 575 с.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2019

© В.А. Сичук, О.В. Заболотний, П.М. Харчук

УДК 620.197.3

З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурський
Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

ОСОБЛИВОСТІ ЗАХИСНОЇ ДІЇ ІНГІБІТОРІВ НА ОСНОВІ ЕКСТРАКТІВ РОСЛИННОЇ СИРОВИНИ СТОСОВНО ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ У НЕЙТРАЛЬНИХ ТА КИСЛИХ СЕРЕДОВИЩАХ

Показано, що виділені екстракти з кори та стружки дуба (Quercusrobur) і створені на їх основі синергічні композиції, захищають середньовуглецеві сталі від корозії у воді та 5% соляній кислоті на 80…95%. Електрохімічними дослідженнями встановлено, що під впливом цих інгібіторів на поверхні сталі формується хемосорбційна плівка, внаслідок чого зростає поляризаційний опір, опір переносу заряду, підвищується енергія активації корозії та гальмуються обидві електродні реакції. Адсорбція екстрактів на поверхні сталі описується ізотермою Ленгмюра. Інгібітори гальмують не лише корозію, але й процеси солевідкладення та корозійно-втомного руйнування середньовуглецевих сталей в нейтральних середовищах.

Ключові слова: *швидкість корозії, "зелені" інгібітори на основі рослинної сировини, ступінь захисту, густина струму, поляризаційний опір, константи Тафеля, енергія активації.*

З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурский

ОСОБЕННОСТИ ЗАЩИТНОГО ДЕЙСТВИЯ ИНГИБИТОРОВ НА ОСНОВЕ ЭКСТРАКТОВ РАСТИТЕЛЬНОГО СЫРЬЯ ОТНОСИТЕЛЬНО УГЛЕРОДНЫХ СТАЛЕЙ В НЕЙТРАЛЬНЫХ И КИСЛЫХ СРЕДАХ

Показано, что полученные экстракты коры и стружки дуба (Quercusrobur) и созданные на их основе синергические композиции, защищают среднеуглеродистые стали от коррозии в воде и 5% соляной кислоте на 80…95%. Электрохимическими исследованиями установлено, что под воздействием эти хингибиторов на поверхности стали формируется хемосорбционная пленка, вследствие чего возрастает поляризационное сопротивление, сопротивление переносу заряда, возрастает энергия активации коррозии и тормозятся об еэлектродные реакции. Адсорбция экстрактов на поверхности стали описуется изотермой Ленгмюра. Ингибиторы тормозят не только коррозию, но и процессы солеотложения и коррозионно-усталостного разрушения среднеуглеродистых сталей в нейтральны хсредах.

Ключевые слова: *скорость коррозии, "зеленые" ингибиторы на основе растительного сырья, степень защиты, плотность тока, поляризационное сопротивление, константы Тафеля, энергия активации.*

Z.V. Slobodian, L.A. Mahlatiuk, R.B. Kupovich, Y. Khaburskyi

PECULIARITY OF PROTECTING ACTION OF INHIBITORS BASED ON PLANT RAW EXTRACTS RELATIVE TO CARBON STEELS IN NEUTRAL AND ACID ENVIRONMENTS

It has been shown that the obtained extracts from bark and oak chips (Quercus robur) and the synergistic compositions created on their basis protect medium carbon steel from corrosion in water and 5% hydrochloric acid by 80 ... 95%. Electrochemical studies have established that under the action of these inhibitors a chemisorption film forms on the surface of the steel, as a result of which the polarization resistance and charge transfer resistance increases, the activation energy of corrosion increases and both electrode reactions are inhibited. The adsorption of extracts on the surface of the steel is described by the Langmuir isotherm. Inhibitors decrease not only corrosion rate, but also the processes of scaling and corrosion- fatigue destruction of medium carbon steels in neutral environments.

Key words: *corrosion rate, "green" inhibitors on the base of plant source, degree of protection, current density, polarization resistance, Tafel constants, activation energy.*

Постановка проблеми. В Україні останнім часом спостерігається помітне зменшення запасів прісної води [1]. Не зважаючи на загальне зменшення кількості підприємств, промислове споживання води в Україні в останнє десятиліття зросло у 21 раз, займаючи 46% від загального водозабору, знизилося її повторно-зворотнє використання, безповоротні втрати сягають майже половини спожитих об'ємів [2].

Дієвим методом зниження витрат води є переведення систем теплообміну на закриті цикли [3]. Але при цьому зростає солевміст теплоносія, що неминуче посилює спряжені процеси корозії, солевідкладення та корозійно-втомного руйнування відповідальних вузлів теплообмінних систем [4]. В результаті не тільки погіршується якість продукції, але й внаслідок руйнування обладнання завдаються матеріальні та екологічні збитки.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Одним з найпростіших способів вирішення цих проблем є застосування технологій інгібіторного захисту. Але у зв'язку з різким загостренням екологічної ситуації в промзонах зросли вимоги і до екологічної безпечності інгібіторів. Саме тому останнім часом посилену увагу дослідників привертають так звані "greeninhibitors" – сполуки

© З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурський

та композиції, отримані з рослинної сировини [5]. Такі інгібітори не мають взагалі або мають незначний негативний вплив на навколишнє середовище, є немутагенними, неканцерогенними продуктами, що швидко біодеградують [6]. Найбільш популярні еко-інгібітори на основі рослинної сировини у країнах з її великими запасами [7, 8]. У склад рослинних екстрактів входять таніни, поліфеноли, флавоніди, диглюкозиди, заміщені нафтохінони, амінокислоти та ін. Захисні властивості цих сполук, функціональні групи яких містять N, O, S, P, подвійні зв'язки, ароматичні кільця, визначаються їх здатністю адсорбуватись на поверхні металу [9].

Постановка завдань. Метою роботи було розробити та дослідити ефективний інгібітор комплексної дії на основі екстрактів рослинної сировини для захисту теплообмінного обладнання від корозії, солевідкладення та корозійно-втомного руйнування.

Виклад основного матеріалу. Вихідною сировиною для екстракції слугували стружка і кора дуба звичайного (*QuercusRobur*) та для порівняння листя чаю Camelliasinensis [10], зразками - сталь 20 і сталь 35 (стан постачання), а корозивним середовищем – водогінна вода м. Львова (загальна твердість 5,9 мг-екв/л, pH 6,8) та 5%-ий водний р-н HCl.

Композиції на основі отриманих екстрактів синтезували, додаючи різні співвідношення неорганічних (наприклад, високомодульні силікати) або органічних (похідні □-аміноянтарної (АЯК) або L- (-аміно- ®-меркаптопропіонової кислот (АМПК)) сполук.

Корозійні та електрохімічні дослідження. Експерименти проводили за температур 20º, 30º та 40ºС. Швидкість корозії K_m(г/см^{2}год) визначали гравіметрично та розраховували за формулою

$$K_m = (m_1\text{-}m_2) / S\cdot\tau, \quad (1)$$

де m_1 – початкова вага зразка, г; m_2 – вага зразка після експозиції в корозивному середовищі та усунення продуктів корозії, г; S – загальна площа зразка, см^2; τ – час експозиції зразка в корозивному середовищі, год.

Захисний ефект інгібітора (ступінь захисту Z) розраховували за формулою

$$Z,\% = (K_m - K_i / K_m)\cdot 100\%, \quad (2)$$

де K_m і K_i – швидкість корозії в неінгібованому та інгібованому середовищах, відповідно.

Ступінь заповнення поверхні сталі інгібітором θ' визначали, базуючись на адсорбційній моделі Хрістова і Попова [11]:

$$\theta' = (K_m - K_i / K_m) = Z \cdot \theta, \quad (3)$$

де θ – максимальне покриття поверхні (θ= 1).

Електрохімічні дослідження виконували на потенціостаті IPC-Pro, робочий електрод – циліндричний зразок сталі 20 з робочою поверхнею 0,0628 см^2, електрод порівняння – насичений хлор-срібний. Розгортка потенціалу становила 1 мВ/с. Константи Тафеля визначали графічно-аналітичним методом [12].

Зміщення адсорбційного потенціалу $\Delta\Psi_1$ розраховували за формулою:

$$\Delta\Psi_1 = \Delta E / [1 - b_c b_a / (b_c + b_a)\, b_0], \quad (4)$$

де ΔE – зміщення потенціалу корозії в присутності інгібітора, $b_c b_a$ – константи Тафеля, b_0 = 2,3 RT / F = 0,059.

Поляризаційний опір визначали так:

$$R_n = 2{,}3\, b_c b_a / (b_c + b_a) \quad (5)$$

Енергію активації E_{act} розраховували з рівняння Арреніуса:

$$E_{act} = [RT_1T_2\, 2{,}3\lg K_2 / K_1] / (T_2 - T_1), \quad (6)$$

де R – універсальна газова стала, T_1, T_2 – абсолютні температури корозивного середовища.

Опір сталі 35 корозійно-втомному руйнуванню вивчали на циліндричних зразках (Ø = 5 мм) на машинах ІМА-5 чистим згином з крученням. Зміна напружень в зразку проходила за гармонійним синусоїдальним законом і симетричним циклом [13]. Корозійне (вода м. Львова) та інгібоване середовища до зразка подавали з резервуару через силіконову трубку краплями, частота яких сягала 10-15 крапель/хв. База випробувань 50 млн. циклів. Криві втоми представлені в напівлогарифмічних координатах σ– lg N. Концентрація інгібітора – 2 г/л.

Встановлено, що з підвищенням дисперсності вихідного матеріалу (стружки та кори дуба) вихід екстракту збільшується до ~ 50%. Отриманий продукт – коричневі кристалоподібні сегрегації, розчинні у воді за температури 40°С та в неорганічних кислотах за н. у.

Нейтральні середовища. Ефективність протикорозійного захисту сталі 20 отриманим екстрактом зі стружки дуба у діапазоні досліджених концентрацій 0,2…1,0 г/дм^3 зростає в 1,8–2,3 рази за збільшення часу експозиції з 6 до 168 год (рис. 1). Крім того, підвищення концентрації інгібітора від 0,2 до 1 г/дм^3 сприяє сповільненню швидкості корозії.

© З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурський

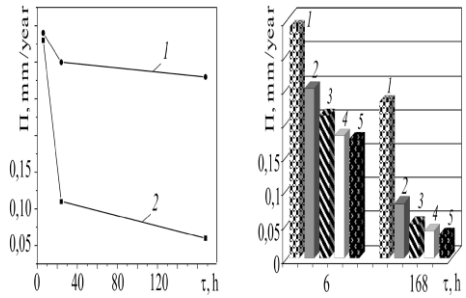


Рис. 1. **Залежність глибинного показника *П* швидкості корозії сталі 20 у водогінній воді (*1*) від концентрації (г/дм^3) екстракту зі стружки дуба: *2* – 0,2; *3* – 0,4; *4* – 0,8; *5* – 1,0.**

Під впливом екстракту стаціонарні потенціали сталі 20 у водогінній воді зміщуються у бік від'ємніших значень, причому підвищення концентрації екстракту з 0,4 до 0,8 г/дм^3 майже не змінює їх кінцевих значень. Характер поляризаційних кривих сталі 20 в інгібованих середовищах (зменшення граничних дифузійних струмів на 16…38%, збільшення значень обох констант Тафеля, зниження в 2,2–4 рази струмів корозії) вказує на змішану природу захисної дії екстракту (рис. 2, табл. 1). Спостерігали поступове зростання поляризаційного опору із підвищенням концентрації інгібітора (рис. 3). Тенденція зміщення адсорбційного потенціалу під впливом різних концентрацій екстракту є аналогічною (табл. 1). Як і за масометричного визначення концентраційної залежності ефективності інгібітора, отримані електрохімічні результати підтверджують цю залежність.

Отримані результати свідчать, що механізм захисної дії екстракту зі стружки дуба – хемосорбційний, з можливим утворенням фазової плівки [14].

Похідні АЯК або АМПК за концентрації 0,2 г/дм^3 та після 6 год випробувань виявляють помірні захисні властивості стосовно сталі 20 у водогінній воді (рис. 4). Ступінь захисту становить відповідно 49 та 85%.

Таблиця 1.

Електрохімічні характеристики сталі 20 у водогінній воді та за присутності інгібіторів

Середовище	C, г/дм^3	$-E_{corr}$, мВ	$\Delta\square_1$, мВ	$i_{corr}\cdot10^3$, мА/см^2	Константи Тафеля, мВ		R_p, □·см^2
					b_c	b_a	
H_2O	–	483	–	4,0	50,3	53,3	591
екстракт	0,2	540	91,9	1,8	50,3	60,1	630
	0,4	645	111,8	1,2	52,8	63,0	660
	0,8	652	138,9	1,0	60,3	63,3	710

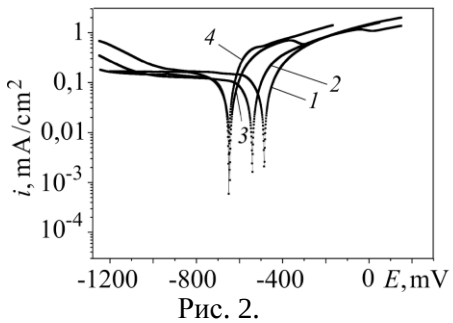


Рис. 2.

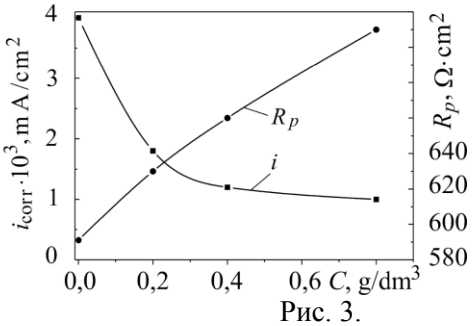


Рис. 3.

Рис. 2. **Поляризаційні криві сталі 20 у водогінній воді (*1*) та з додатком екстракту зі стружки дуба: *2* – 0,2 g/dm^3; *3* – 0,4; *4* – 0,8.**

Рис. 3. **Залежність густини струму корозії та поляризаційного опору сталі 20 у воді від концентрації екстракту зі стружки дуба.**

© З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурський

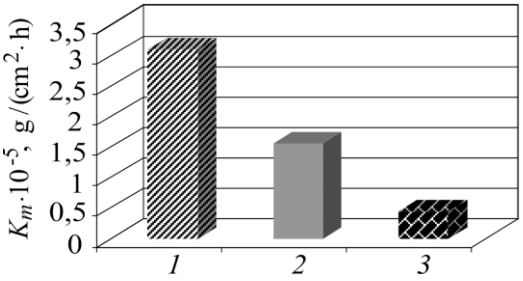


Рис. 4.

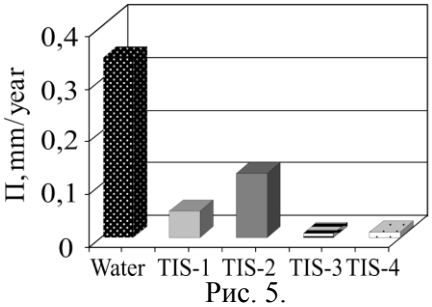


Рис. 5.

Рис. 4. **Швидкість корозії сталі 20 у водогінній воді (*1*) та за присутності 0,2 г/дм^3 АЯК (*2*) і АМПК (*3*).**

Рис. 5. **Швидкість корозії сталі 20 у воді та за присутності композицій ТИС.**

На основі екстракту зі стружки дуба синтезували чотири композиції: ТИС-1 та ТИС-2 з додатком різних концентрацій високомодульного силікату, ТИС-3 з використанням АМПК та ТИС-4 зі сумішшю обох додатків. Результати масометричних випробувань їх захисних властивостей (0,8 г/дм^3) упродовж 168 год показані на рис. 5.

Як і за екстракту зі стружки дуба, ефективність композицій зростає з підвищенням часу експозиції. Найефективнішою є композиція ТИС-4, захисні властивості якої майже не змінюються в дослідженому часовому діапазоні. Розраховані показники синергізму *S* (табл. 2) підтверджують взаємопідсиленняінгібувальної дії окремих компонентів у всіх трьох композиціях ТИС за досліджених концентраційних співвідношень.

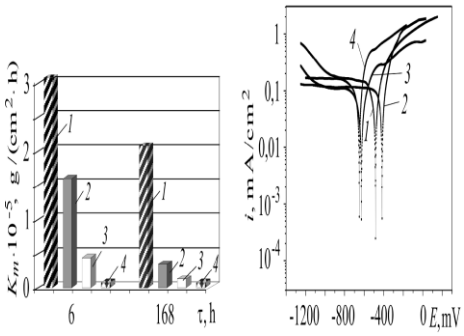
Таблиця 2.

Показники ефекту синергізму *S* в інгібіторних композиціях ТИС (*T* = 22°С, τ = 6 год, концентрація 0,8 г/дм^3)

Середовище	$K_m \cdot 10^5$, г/(см^2·год)		*S*
H_2O	K_0	3,1	–
екстракт	K_1	1,6	–
силікат	K_2	0,82	–
ТИС-1	K_3	0,13	3,26
АМПК	K_2	0,44	–
ТИС-3	K_3	0,07	3,2
ТИС-4	K_3	0,07	2,65

Механізми захисної дії композицій дещо різняться між собою. Так, стаціонарний потенціал сталі 20 в присутності композиції з неорганічним компонентом ТИС-1 зміщується в бік менш від'ємних значень порівняно із водою та екстрактом (рис.6, крива *2*), а в присутності композиції з органічним компонентом ТИС-3 або ТИС-4 (рис. 6, крива *3*) – у бік від'ємніших значень. Тобто органічний компонент підсилює катодну дію екстракту. Струми корозії при цьому зменшуються в 3–3,2 рази, граничні дифузійні струми на 25…30%, а константи Тафеля зростають на 25…35 мВ. В присутності ТИС-4 спостерігаємо і більше гальмування анодної реакції. Тобто розроблені композиції, як і екстракт зі стружки дуба, є інгібіторами змішаної дії.

© З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурський



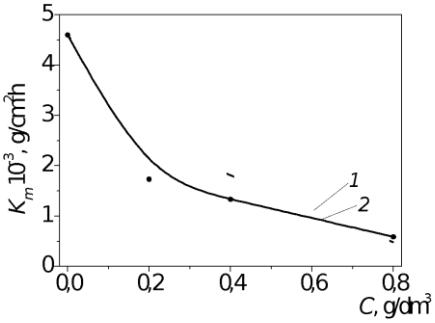


Рис. 6. **Поляризаційні криві сталі 20 у водогінній воді (*1*) та з додатками ТИС-1 (*2*), ТИС-4 (*3*), екстракту зі стружки дуба (*4*).**

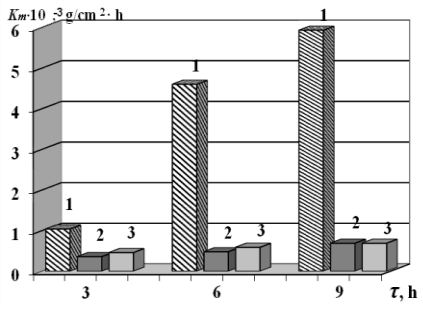
Рис. 7. **Залежність швидкості корозії K_m сталі 20 в 5%-ому р-ніHCl від концентрації *C* екстрактів: *1* – № 1; *2* – № 2.**

Енергію активації корозії сталі 20 у воді і в присутності екстракту та інгібітора ТИС-4 розраховували з температурних залежностей (25…40 С) швидкостей корозії. Приймаючи, що під час випробувань компромісний потенціал умовно постійний, розрахована Eact становить: у воді – 3500 кДж/моль•град; в присутності 0,8 г/дм3 екстракту – 9169 кДж/моль•град, 0,8 г/дм3 інгібітора ТИС – 11705 кДж/моль•град. Таким чином, утворення внаслідок адсорбції інгібіторів захисних плівок підвищує енергію активації корозії, сповільнюючи цим її швидкість.

Кислі середовища. Як відомо, інгібовані розчини неорганічних та органічних кислот широко використовують для усунення солей твердості та продуктів корозії з поверхонь теплообміну котлів, конденсаторів та ін. [15]. Була досліджена можливість використання екстракту дубової стружки (№ 1) та для порівняння екстракту чайного листя (№ 2) в якості інгібіторів в промивному розчині 5% HCl. Швидкість корозії сталі залежала від

концентрації обох екстрактів: їх збільшення з 0,2 до 0,8 г/дм^3 веде до падіння K_m в 1,8–9,6 (№ 2) та в 2,8–7,8 (№ 1) разів. Зазначимо, що за концентрації 0,8 г/дм^3 ефективність протикорозійного захисту майже не відрізняється для обох екстрактів і становить 87…89% (рис. 7).

Збільшення часу випроб від 3 до 9 год призводить до закономірного зростання швидкості корозії сталі (рис. 8). Під впливом екстрактів K_m знижується в середньому в 2,3–8,5 рази, причому за більшого часу експозиції інгібувальний захист ефективніший (рис. 9). За експозиції 3 год ефективність екстракту № 2 дещо вища, однак понад цей час відмінності між здатністю обох екстрактів гальмувати за однакової концентрації корозію вже нівелюються.



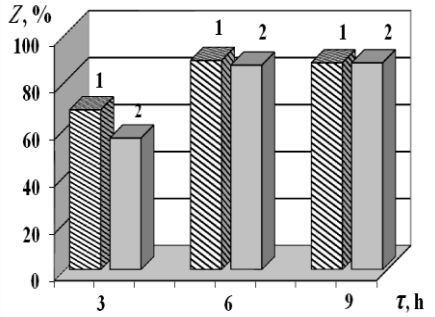
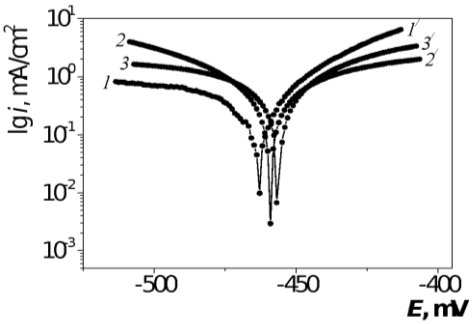


Рис. 8. **Залежність швидкості корозії K_m сталі 20 в 5%-ому розчині HCl та в присутності 0,8 г/дм^3 екстрактів від часу випробувань: *1* – 5% р-н HCl; *2*–екстракт № 2; *3*–екстракт № 1.**

Рис. 9. **Залежність ефективності інгібіторного захисту *Z* сталі 20 в 5 %-му р-ніHCl від часу експозиції: *1* – екстракт № 2; *2* – екстракт № 1.**

Під впливом екстрактів стаціонарний потенціал E_{st} сталі зміщується в бік від'ємніших значень, причому збільшення концентрації екстракту з 0,2 до 0,8 г/дм^3 майже не змінює кінцевих значень E_{st} (рис.10, табл.3).

© З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурський



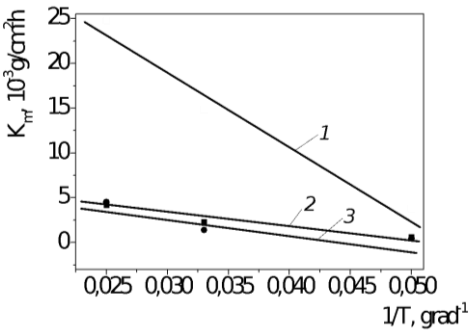


Рис. 10. **Поляризаційні криві сталі 20 в 5%-ому водному розчині HCl (*1, 1´*) та з додатком екстрактів: № 1 - (*2, 2´*) та № 2 - (*3, 3´*).**

Рис. 11. **Залежність швидкості корозії сталі 20 від температури в 5%-ому р-ніHCl (*1*) та з додатком екстрактів: № 1- (*2*) та № 2 - (*3*).**

Струми корозії сталі 20 в інгібованих середовищах зменшуються в 2,5–3,9 рази, константи Тафеля зростають, збільшується в 1,5 – 2 рази поляризаційний опір. Отримані результати вказують на те, що обидва екстракти в кислому середовищі гальмують і катодну, і анодну реакції, причому ефективність екстракту чаю є вища, ніж екстракту дуба. Це узгоджується з результатами гравіметричних досліджень, одержаних за невеликого часу експозиції.

Електрохімічні показники швидкості корозії відображають первинні стадії взаємодії інгібованого середовища з поверхнею сталі. Очевидно, що причиною різної початкової ефективності однотипних досліджуваних інгібіторів є певні відмінності у їх хімскладі. Триваліший контакт призводить, ймовірно, до формування стабільного адсорбційного шару, що в кінцевому результаті і вирівнює ефективність обох екстрактів за концентрації 0,8 г/дм^3.

На користь такого механізму свідчать зміни в подвійному електричному шарі: розраховані значення адсорбційного Ψ_1-потенціалу (табл. 3) вказують на можливість хемосорбції складових екстрактів. Крім енергетичного Ψ_1-ефекту, гальмування корозії додатково може бути результатом зміни константи швидкості процесу внаслідок зміни енергії активації E_{act}. Важливим показником ефективності впливу інгібіторів на електрохімічну корозію в широкому діапазоні температур є енергія активації E_{act} (табл. 5). В присутності екстрактів, концентрацією 0,8 г/дм^3, енергія активації зростає, що пов'язано із виникненням додаткового потенціального бар'єра, який створюється адсорбованими частинками на шляху переносу заряду.

Таблиця 3.

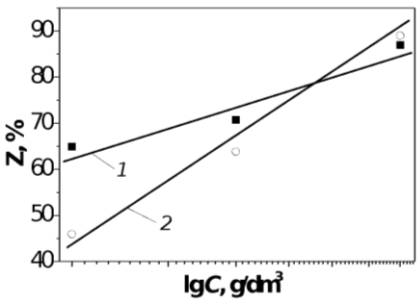
Електрохімічні характеристики сталі 20 у 5%-ому розчині HCl в присутності інгібіторів

Середовище	C, г/дм^3	$-E_{corr}$, мВ	$\Delta\Psi_1$, мВ	i_{corr}, мА/см^2	Константи Тафеля, мВ		R_n, Ом·см^2	E_{act}, кДж/моль·град
					b_c	b_a		
5% HCl	–	463	–	$2\cdot10^{-2}$	48	69	65,1	55,6
Екстракт № 1	0,8	459	12	$8\cdot10^{-3}$	70	93	91,9	74,0
Екстракт № 2	0,8	455	54	$6\cdot10^{-3}$	110	96	117,9	85,5

Чутливість швидкості корозії сталі 20 до температурного впливу в дослідженому діапазоні (20º…40ºС) в інгібованих розчинах 5% HCl є невисока (рис. 11) на відміну від фонового електроліту, що може вказувати на стабільність захисних властивостей утвореного адсорбційного шару.

Згідно з теорією процесів на неоднорідних поверхнях [16], енергія активації лінійно залежить від ступеня заповнення θ' поверхні сталі інгібітором. Відповідність θ'ступеню захисту Z дає можливість побудувати залежність θ'–lgC, базуючись на залежності Z–lgC (рис. 12, 13). І хоча

© З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурський



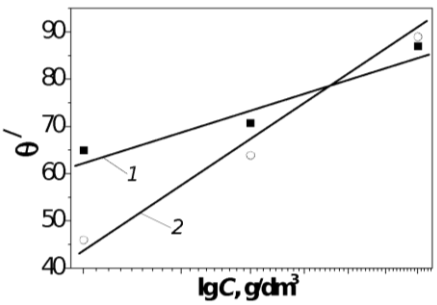


Рис. 12. **Залежність ступеня захисту *Z* сталі 20 від концентрації *C* інгібіторів: *1* – екстракт № 1; *2* – екстракт № 2.**

Рис. 13. **Залежність ступеня заповнення поверхні *θ′* сталі 20 від концентрації *C* інгібіторів: *1* – екстракт № 1; *2* – екстракт № 2.**

поверхню твердих металів вважають неоднорідною, однак, в багатьох випадках адсорбція інгібіторів на середньовуглецевих сталях у кислих середовищах підкоряється закономірностям ізотерми Ленгмюра, характерною для однорідних поверхонь [17].Прямолінійність залежності θ'–*lgC* дає змогу вважати, що адсорбція обох екстрактів на сталі описується ізотермою Ленгмюра $\theta' = b \cdot c/(1+b \cdot c)$, де b – константа, що реалізується, коли зменшення енергії адсорбції компенсується силами притягання між адсорбованими молекулами на неоднорідній поверхні [18].

*Вплив екстракту на корозійно-втомне руйнування сталі***.** Встановлено, що у воді опір сталі корозійній втомі значно нижчий, ніж на повітрі (рис. 14). Особливо це помітно на базі $5 \cdot 10^7$ циклів, де умовна границя втоми в 7 разів нижча порівняно з границею втоми на повітрі (криві 1 і 2). На високих рівнях напружень (> 220…240 МПа), де превалює більший вплив механічного фактора, різниця в опорі КВ на повітрі та у воді є значно меншою. Введення інгібітора у водне середовище впливає на опір сталі КВ (крива 3). Однак цей вплив є значно меншим, ніж його вплив на загальну корозію сталі у відсутності циклічних напружень. Так, коефіцієнт гальмування корозії сталі 35 за концентрації інгібітора 0,8 г/л становить 7,2, тоді як на базі $5 \cdot 10^7$ КВвін сягає лише 2,6. Але присутність інгібітора у воді міняє характер втомного руйнування.

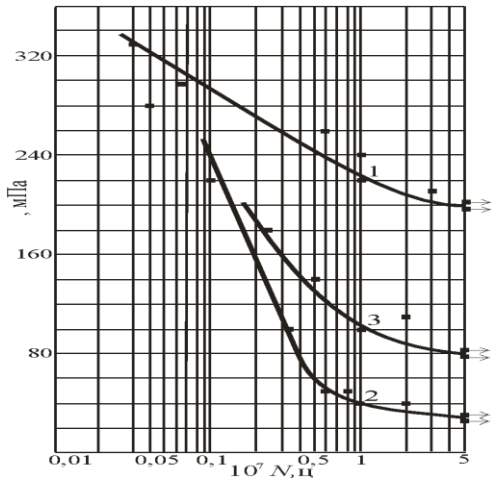


Рис. 14. **Криві втоми: 1 – повітря; 2 – водогінна вода; 3 – вода + 2 г/л екстракту № 1.**

Таким чином, отримані дані дають підстави вважати екстракт дубової стружки та синергічні композиції на його основі ефективними інгібіторами корозії в нейтральних та кислих середовищах, в т.ч. і в умовах корозійно-втомного руйнування. Найефективнішим інгібітором комплексної дії є композиція ТИС-4.

Висновки. Розроблена методика синтезу та отримані екологічно чисті інгібітори на основі екстрактів зі стружки дуба. Встановлено, що ефективність захисту сталі 20 у воді екстрактом дубової стружки та інгібіторами на його основі зростає зі збільшенням часу експозиції. Найефективнішою є композиція ТИС-4, яка містить органічний та неорганічний синергісти.

Електрохімічними дослідженнями виявлено, що захисна дія екстрактів та інгібіторів на їх основі полягає у формуванні на поверхні сталі хемосорбційної плівки, що забезпечує гальмування

обох електродних реакцій. Показано, екстракти дубової стружки підвищують опір сталі 35 корозійно-втомному руйнуванню в середньому у 2…2,6 рази, змінюючи при цьому характер руйнування.

Встановлено, що екстракти дуба за концентрації 0,2…0,8 г/дм^3 є ефективними інгібіторами корозії сталі 20 у 5 %-ому розчині HCl. Зростання концентрації екстрактів та часу експозиції сприяє підвищенню ефективності захисту до 90 %. Екстракти та композиції на їх основі і в кислих середовищах є інгібіторами змішаної дії, яка полягає в прояві як енергетичного, так і кінетичного захисних ефектів.

Список використаних джерел.

1. Крисаченко В. С., Хилько М. І. Екологія. Культура. Політика: Концептуальні засади сучасного розвитку. – К.: Знання, 2002. – С. 172–173.

2. Климчин О. М. Проблеми використання та охорони водних ресурсів регіону // Статистика України. – 2001. – № 1 (12). – С. 43–47.

3. Закон України "Про загальнодержавну програму розвитку водного господарства" // Відомості Верховної Ради . – 2002. – № 25. – 172 с.

4. Слободян З. В. Ингибиторная защита стали от коррозии, коррозионной усталости и солеотложения: Автореф. дис. … канд. тех. наук. – Львов, 1987. – 18 с.

5. The natural extract as scale and corrosion inhibitor for steel surface in brine solution / A. M . Abdel-Gaber, B. A. Abd-El-Nabej, E. Khamis, D. E. Abd-El-Khalek // Desalination. – 2011. – № 278. – P. 337–342.

6. Raja P. B. and Seturaman M. G. Natural products as corrosion inhibitors for metals in corrosive media // Materials Letters. – 2008. – № 62. – P. 113–116.

7. Green approach to corrosion inhibition of mild steel in two acidic solutions by extract of Punica granatum peel and main constituent / M. Behpour, S. M. Ghoreishi, M. Rhayatkashani, N. Soltani // Materials Chem. and Phys. – 2012. – № 131. – P. 621–633.

8. Basu. Green Inhibitors for Corrosion Protection of Metals and Alloys: An Overwiew // Int. J. of Corrosion. – 2012. – ID380217. – P. 1–15.

9. Неницеску К. Д. Органическая химия. – М.: Иностр. лит., 1963. – Т. 2. – 1047 с.

10. Слободян З., Хабурський Я., Горак Ю. Екстракти дубової кори – "зелені" інгібітори корозії середньовуглецевих сталей у нейтральних та кислих середовищах // Вісник ТНТУ. – 2012. – № 4 (68). – С. 73–80.

11. Christov M., Popova A. Adsorption characteristics of corrosion inhibitors from corrosion rate measurements//Corrosion Science. – 2004. – 46 – P. 1613–1620.

12. Антропов Л. И. Теоретическая электрохимия. – М.: Высшая школа, 1969. – 510 с.

20. Композиції на основі екстрактів з кори та стружки дуба – інгібітори корозії середньовуглецевих сталей у воді/Слободян З. В., Маглатюк Л. А., Купович Р. Б., Хабурський Я. М.// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – 50, № 5. – С.58–66.

13. Похмурський В.І. , Хома М.С. Корозійна втома металів та сплавів. – Львів. – Сполом. – 2008. – 300 с.

14. Композиції на основі екстрактів з кори та стружки дуба – інгібітори корозії середньовуглецевих сталей у воді/Слободян З. В., Маглатюк Л. А., Купович Р. Б., Хабурський Я. М.// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – 50, № 5. – С.58–66.

15. ГДК 34.22.502–95. Методичні вказівки. Хімічні очистки конденсаторів турбін і теплообмінних апаратів на теплових електростанціях. – К.: Мін-во енергетики та електрифікації України, 1997. – 38 с.

16. Физер Л., Физер М. Органическая химия. Углубленный курс. Под ред. докт. хим. наук Н.С. Вульфсона — М.: Химия, 1966. Т. 2. — 786 с.

17. Тёмкин М. И. Адсорбционное равновесие и кинетика процессов на неоднородных поверхностях и при взаимодействии между адсорбированными молекулами. – Журнал физической химии. – 1941. – 15, № 3. – С.296–302.

18. Решетников С. М. Связь адсорбционных и защитных свойств ингибиторов кислотной коррозии металлов // Защита металлов. – 1978. – 14. – С. 597.

Рецензенти:

Хома Мирослав Степанович, чл.-кор. НАНУ, д.т.н., проф., завідувач відділу Фізико-механічного інституту ім. Г.В.Карпенка НАНУ.

Аксімент'єва Олена Ігорівна, д.х.н., гол. наук. співроб. Кафедри фізичної та колоїдної хімії Львівського Національного Університету ім. Івана Франка.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© З.В. Слободян, Л.А. Маглатюк, Р.Б. Купович, Я.М. Хабурський

УДК 621.311

М.А. Смалько[1], М.М. Смалько[2]
ТОВ "Енвітек.[1]
Національний транспортний університет[2]

АСПЕКТИ СТВОРЕННЯ УСТАНОВКИ ЦЕМЕНТУВАННЯ РАДІОАКТИВНИХ ВІДХОДІВ

Проаналізовано вимоги, запропоновані принципові рішення та описані ключові аспекти щодо створення та функціонування модульних комплексів для утилізації радіоактивних відходів.
Ключові слова: *установка цементування, радіоактивні відходи.*

М.А. Смалько, М.М. Смалько

АСПЕКТИ СОЗДАНИЯ УСТАНОВКИ ЦЕМЕНТИРОВАНИЯ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ

Проанализированы требования, предложены принципиальные решения и описаны ключевые аспекты создания и функционирования модульных комплексов утилизации радиоактивных отходов.
Ключевые слова: *установка цементирования, радиоактивные отходы.*

M. Smalko, M. Smalko

ASPECTS OF CREATING A FACILITY CEMENTING RADIOACTIVE WASTES

Requirements are analyzed, fundamental solutions offer and main aspects are described for creations of modular complexes of decontamination of radioactive wastes and their work.
Keywords: *cementing plant, radioactive waste.*

Постановка проблеми. При експлуатації промислових об'єктів, технологічні цикли яких зв'язані з радіоактивними матеріалами, відбувається утворення радіоактивних відходів (РАВ). Вони утворюються на таких об'єктах у процесі експлуатації, технічного обслуговування, модернізації обладнання та при виконанні ремонтних робіт, а також побутові відходи (спецодяг, взуття, упаковка тощо), які утворюються при обслуговуванні таких об'єктів персоналом.

Аналіз останніх досліджень і публікацій: Практично, усі РАВ з часом накопичуються в місцях тимчасового зберігання на самих підприємствах, де вони утворилися. [1, 2]. Це зумовлено тим, що на сьогоднішній день у країні відсутні спеціалізовані підприємства, які централізовано займалися б переробкою, утилізацією та захороненням таких відходів. А на самих підприємствах, де утворюються такі РАВ, процес їх утилізації виконується вручну через відсутність спеціалізованого обладнання. Застосування ручних способів призводить до підвищених дозових навантажень на персонал, який ці процеси виконує, та значно ускладнює, а часто і унеможливлює сам процес.

Постановка завдань: З метою вирішення зазначених проблем (в тому числі зменшення дозових навантажень на персонал) та покращення якості іммобілізації РАВ, пропонується використовувати автоматизовану установку цементування РАВ, обладнання якої зазвичай об'єднується в автоматичну технологічну лінію. Її пропонується виконувати у вигляді закінчених конструктивних вузлів, із яких формуються технологічні універсальні лінії утилізації РАВ, які легко пристосовуються до конкретних умов та потреб підприємства.

Викладення основного матеріалу: Установку цементування (УЦ), яка зазначена вище, виконують у вигляді закінченого конструктивного вузла. Її обладнання легко формуються в технологічні лінії, які за функціональним призначенням можуть бути розділені як мінімум на дві групи:

- склад сипучих матеріалів;
- модуль цементування.

Лінії можуть бути розміщені в одному або в декількох приміщеннях та поряд з ними. Обладнання розташовується таким чином, щоб був забезпечений технологічний цикл.

На рис.1 представлений приклад розташування обладнання УЦ, де модуль цементування розміщується в декількох приміщеннях, зі складом сипучих матеріалів, який розташований поряд з ними на відкритому майданчику.

Таким чином, як вказано вище, склад сипучих матеріалів зазвичай влаштовується на відкритих майданчиках з великогабаритними ємностями (трьома бункерами) і допоміжним обладнанням для приймання, зберігання та передачі на модуль цементування тих матеріалів-компонентів, які необхідні для приготування цементного розчину. Він розміщується поряд з

© М.А. Смалько, М.М. Смалько

приміщенням, в якому містяться модуль або модулі цементування. На складі має зберігатися запас сипучих матеріалів-компонентів на тривалий термін роботи установки (тиждень, місяць тощо).

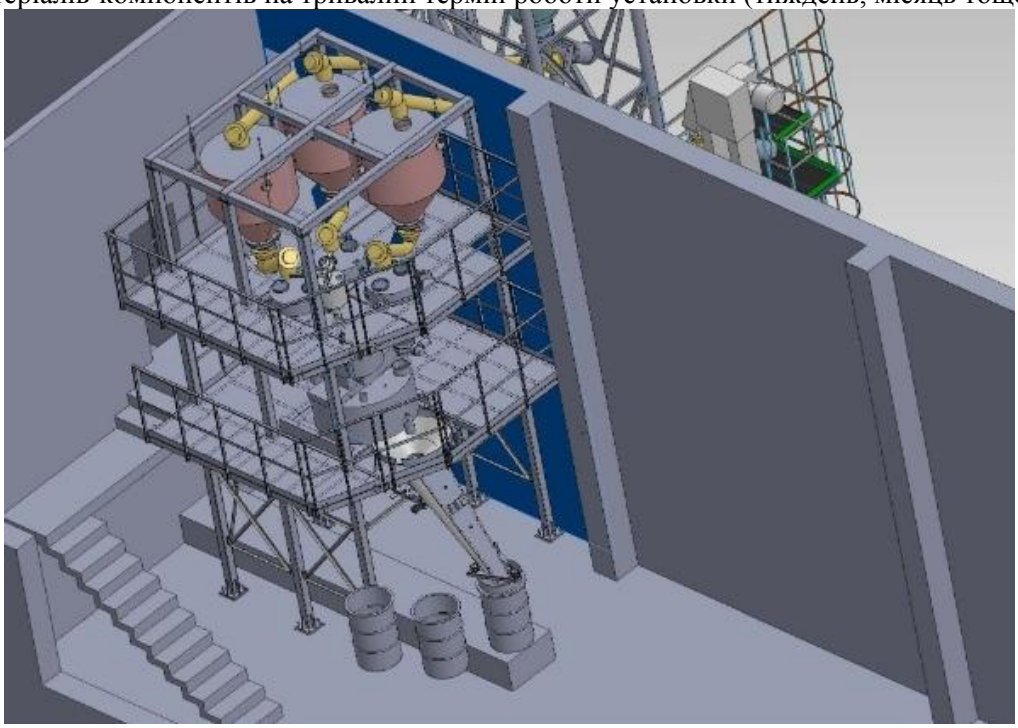


Рис. 1. **Примірне розташування обладнання УЦ**

До базового складу модуля цементування зазвичай входить обладнання, яким забезпечується виконання таких основних функцій:

- приймання бочок-контейнерів місткістю 200 дм^3, що надходять з буферної зони на вході УЦ;
- встановлення бочки під дозатором-наповнювачем в необхідне положення;
- іммобілізація РАВ за допомогою заповнення бочки цементним розчином;
- вібрація бочки в процесі заповнення для забезпечення рівномірного розподілу цементного розчину по її об'єму;
- відправлення заповнених бочок в буферну зону на виході УЦ.

До складу модуля цементування установки цементування входить наступне устаткування:

- приймальний стіл;
- портал цементування з вібратором;
- конвеєри-рольганги;
- вантажопідйомне устаткування;
- бункери для добового запасу цементу, добавок і наповнювача та резервуару*;*
- дозатори вагові для цементу, добавок, наповнювача та води;
- роторний змішувач; насоси;
- колектор промивання;
- рами модуля цементування;
- аварійний резервуар;
- маніпулятор;
- стелаж для кришок бочок-контейнерів (на 200л);
- силові шафи і шафи керування установками цементування;
- пульт керування;
- місцеві щити керування МЩУ.

До того ж заповнені цементним розчином бочки з РАВ повинні передаватися в буферну зону для витримки протягом 3-х діб.

Процес заповнення розчину візуально контролюється оператором за допомогою камери відеоспостереження.

Склад сипучих матеріалів призначений для зберігання усіх необхідних компонентів приготування розчину для цементування. Склад забезпечує зберігання місячної норми матеріалів. Загальний об'єм складу розраховано, виходячи з денної норми по 8 бочок-контейнерів, які

підлягають цементуванню. Витрата розчину для цементування однієї бочки-контейнеру повинна складати не більше 200 кг.

Склад для зберігання сипучих матеріалів повинен складається з:

- двох бункерів для цементу і добавки;
- бункерів для зберігання наповнювача (піску) зі шнековим перетрушувачем*;*
- ковшової норії;
- трьох шнекових конвеєрів;
- рами-опори для устаткування, сходів та майданчика для обслуговування;
- шаф для управління устаткуванням складу сипучих матеріалів і електроживлення.

Модуль цементування – комплект обладнання, яке необхідне для приготування цементного розчину, заповнення ним бочок з РАВ та передачу їх в буферну зону для витримки протягом 3-х діб.

Призначення основного обладнання модуля цементування полягає в такому:

- портал цементування з вібратором призначений для приготування замісу цементного розчину. Цикл приготування розчину займає до 15 хвилин (зважування, подача в змішувач компонентів і їх перемішування);

- портал цементування з вібратором – для підняття контейнера-бочки над конвеєром-рольгангом і переміщення його на робочий стіл порталу цементування для заповнення цементним розчином. Після заповнення процедура переміщення бочки виконується у зворотній послідовності.

- резервуар води – для подачі води в бункери на заміс компонентів, а також для промивання системи;

- аварійний резервуар – для скидання непридатного розчину (залишку). Після заповнення аварійного резервуару розчин буде відправлятися на подальшу утилізацію (переробку).

- бункери запасу для цементу, добавок, наповнювача, води – для приготування розчинів*;*

- розчинонасос – для заповнення бочки-контейнера з РАВ цементним розчином;

- конвеєри-рольганги – для переміщення бочки-контейнера на установці*;*

- маніпулятори – для переміщення заповнених контейнерів в приміщеннях буферного зберігання іммобілізованих РАВ перед і після цементування, встановлення бочок-контейнерів на конвеєри, зняття їх з конвеєра.

Маніпулятори складаються з кран-балок, обладнані спеціальними захватами, які розміщуються на підвісах кран-балок, та встановлюються в підстелевому просторі на рейковому ходу. На ділянці установки цементування використовуються дві кран-балки мостового типу, кожна обладнана спеціальними захватами для підйому і переміщення бочок-контейнерів. Вони мають електричний привід з дистанційним управлінням, кожний кран управляється з окремого крісла-пульта управління. Кран-балка використовується для подачі бочок-контейнерів на портал цементування та кран-балка для видачі бочок-контейнерів з порталу цементування. Крісла-пульти дистанційного управління для обох кранів-балок розташовані у приміщенні поста керування.

Опис технологічного процесу. На екрані дисплея ЩУ (рис. 2) установки цементування РАВ постійно відображається інформація про наявність на установці усіх компонентів для приготування розчину у відповідних бункерах і резервуарі води, які для цього облаштовані відповідними автоматичними датчиками рівня.

При початку роботи з установкою цементування оператор включає і здійснює наповнення бункерів-дозаторів модуля цементування – цементом, добавкою та піском, а також наповнення резервуару водою.

Для цього з ЩУ установки цементування вмикається система подачі компонентів із складу сипучих матеріалів та води. АСУ забезпечує подачу кожного компонента з автоматичним припиненням його подачі за сигналами відповідних датчиків вагових дозаторів, датчиків рівня або запобіжних датчиків. Оператор має можливість контролювати технологічний процес, а також в ручному режимі вносити корективи в роботу АСУ або повністю перейти на ручне керування. Після заповнення усіх бункерів і резервуарів компонентами установка готова до запуску циклу цементування.

© М.А. Смалько, М.М. Смалько

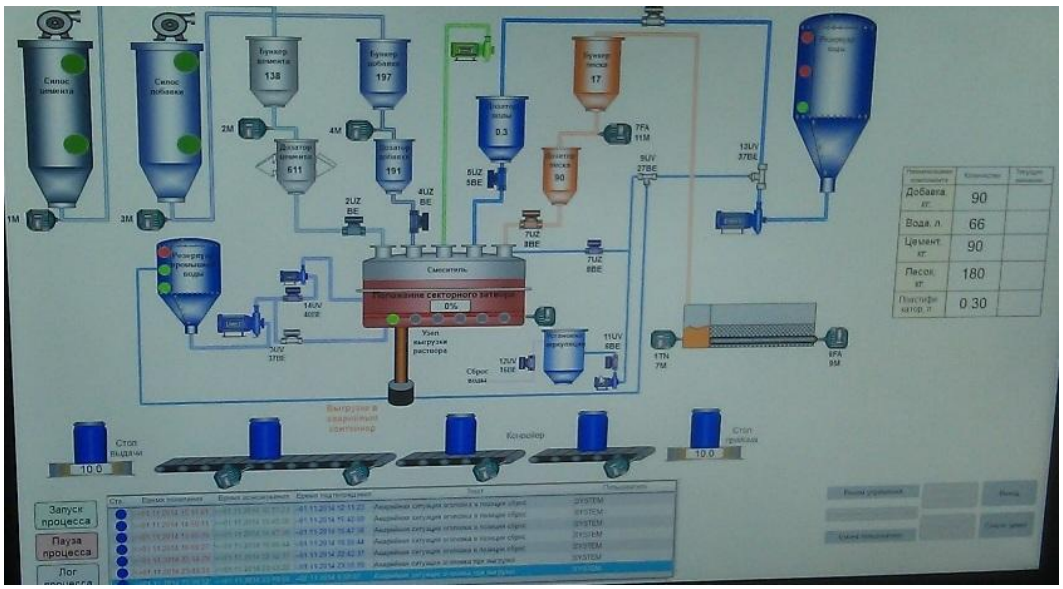


Рис. 2. **Приклад екранної форми програмного забезпечення АСУ УЦ**

Перед початком роботи установки цементування накопичується достатня кількість контейнерів-бочок місткістю 200 дм^3 для робочого циклу.

При роботі модуля цементування, по використанню попередньо накопичених бочок-контейнерів, наступні контейнери доставляються по одному, в процесі їх використання. Оператор приймає контейнер з РАВ і за допомогою маніпулятора встановлює його на приймальний стіл, а потім на конвеєр-рольганг. Далі оператор включає цикл наповнення контейнера з РАВ розчином.

За командою АСУ включається модуль цементування і конвеєр, який доставляє бочку-контейнер на секцію з механізмом поперечної передачі. За командою АСУ (при спрацьовуванні датчика положення) бочки-контейнера зупиняється над салазками механізму поперечної подачі. Салазки піднімають бочку-контейнер над конвеєром - рольгангом і по команді АСУ (при спрацьовуванні датчика положення) переміщають його на робочий стіл порталу цементування.

Коли салазки з бочки-контейнером встановляться над робочим столом порталу цементування, за командою АСУ (при спрацьовуванні датчика положення) механізмом поперечної передачі зупиняються і салазки опускаються, при цьому бочка-контейнер встановлюється на поверхню робочого столу та включається вібратор робочого столу порталу цементування.

Паралельно, із запуском програми циклу цементування, модуль цементування готує розчин. Цикл приготування розчину займає не більше 15 хвилин (зважування, подача в змішувач компонентів і їх перемішування). Після приготування розчину за командою АСУ включається подача готового розчину із змішувача насосом в бочку-контейнер з РАВ, який встановлений на робочому столі порталу цементування.

Оператор контролює наповнення бочки-контейнера (рис. 3) за допомогою системи відеоспостереженняі у разі його переповнення відключає подачу насоса.

Після заповнення бочки-контейнеру розчином оператор включає механізм поперечної подачі і салазки піднімають заповнені бочки-контейнери з поверхні робочого столу. Далі, коли салазки з бочкою-контейнером опиняться над секцією конвеєра-рольганга порталу цементування, за командою АСУ (при спрацьовуванні датчика положення) механізм поперечної передачі зупиняється і салазки опускаються. При цьому бочка-контейнер встановлюється на конвеєр-рольганг та включається його переміщення. При досягненні бочкою-контейнером кінця конвеєру-рольгангу, за командою АСУ (при спрацьовуванні датчика положення) виключається його переміщення.

© М.А. Смалько, М.М. Смалько

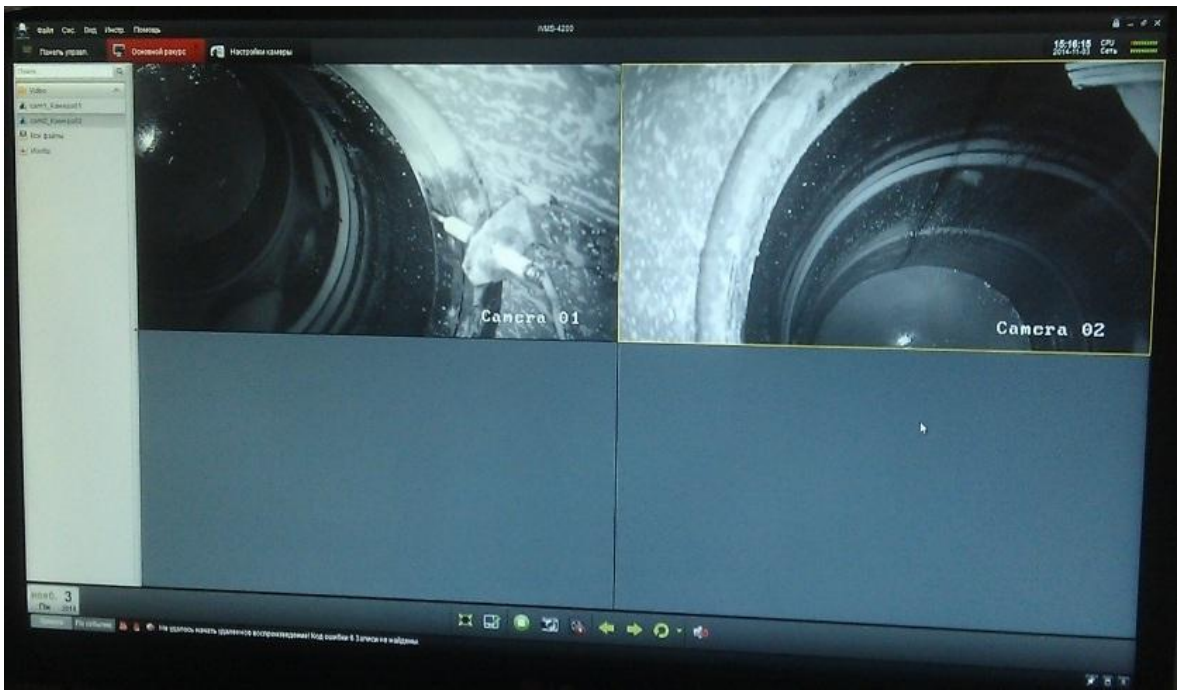


Рис. 3. **Приклад відеокадру системи відеоспостереження УЦ: заповнення контейнера**

Оператор за допомогою маніпулятора знімає бочку-контейнер з конвеєра та встановлює її на стіл видачі для закриття його кришкою. Після закривання бочки-контейнера оператор за допомогою маніпулятора переміщує його на майданчик в зону буферного зберігання іммобілізованих РАВ, де він витримується протягом трьох діб.

Після завершення періоду витримки для початкового затвердіння матриці, бочка-контейнер знову повертається на стіл видачі – тут відкривається кришка, проводиться перевірка якості іммобілізації. Далі бочка-контейнера закривається кришкою та відправляється на установку виміру активності відходів.

Висновки. Запропонований підхід щодо створення установки цементування шляхом формування її складу із модулів, які виконуються у вигляді закінчених конструктивних вузлів відповідно до конкретних умов, забезпечує ефективний та екологічно обґрунтований спосіб вирішення проблеми утилізації РАВ. Таким чином реалізується повний комплекс робіт по утилізації РАВ на промислових об’єктах, технологічні цикли яких зв’язані з радіоактивними матеріалами.

Список використаних джерел:

1.Гончарук В.В., Страхов Э.Б., Волошинова А.М. Водно-химическая технология ядерных энергетических установок и экология: Справочник. - К: Наукова думка, 1993. - 488 с.

2.Технология водоочистки на атомных энергетических установках /Кульський Л.А., Страхов Э.Б., Волошинова А.М. - Киев: Наукова думка, 1986. - 272 с.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© М.А. Смалько, М.М. Смалько

УДК 621.891

О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ДИНАМІКИ ТЕЧІЙ ГРАНИЧНИХ ШАРІВ АВІАГАСУ ТА ОЛИВ В ТРИБОКОНТАКТІ КОВЗАННЯ

Наведено результати експериментальних досліджень динаміки граничних шарів авіагасу та мастильних матеріалів в трибоконтакті ковзання. Підтверджено гіпотезу компресійно-вакуумної природи тертя та зношування, яка дозволяє по-новому підійти до розв`язання задач трибології в умовах граничного змащування контакту ковзання

Ключові слова: *авіагас, мастильні матеріали, трибоконтакт ковзання, змащення*

O. Stelmakh, S. Shymchuk, V. Radziyevskiy, R. Kostyunik, K. Badir

EXPERIMENTAL INVESTIGATIONS OF THE DYNAMICS OF THE FLOWS OF THE BOUNDARY LAYERS OF AVIATION KEROSENE AND OILS IN THE TRIBO-CONTACT OF SLIDING

The results of experimental researches of the action of lubricants boundary layers in the friction contact are presented. These results confirmed the hypothesis of the compression-vacuum nature of a friction and wear processes. As well it allows to make the new decisions in the tribology problems of friction contact

Key words: *air gap, lubricants, tribo contact, lubrication*

А.У. Сметанкин, С.П. Шимчук, В.А. Радзиевский, Р.Е. Костюник, К.К. Бадир

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИНАМИКИ ТЕЧЕНИЙ ГРАНИЧНЫХ СЛОЕВ АВИАКЕРОСИНА И МАСЕЛ В ТРИБОКОНТАКТЕ СКОЛЬЖЕНИЯ

Приведены результаты экспериментальных исследований динамики граничных слоев авиационного керосина и смазочных материалов в трибоконтакте скольжения. Подтверждена гипотеза компрессионно-вакуумной природы трения и изнашивания, которая позволяет по-новому подходить к решению актуальных проблем трибологии в условиях граничной смазки контактов скольжения

Ключевые слова: *авиакеросин, смазочные материалы, трибоконтакт скольжения, смазки*

Основу трьох базових розділів сучасної трибології складають наступні постулати й уявлення про природу тертя [1-7] та класифікація:

1. Безконтактне та практично беззносне гідродинамічне тертя в підшипниках ковзання описується відомою теорією змащування [1-3]. Для такого режиму характерні значення коефіцієнтів тертя ковзання 0,010-0,001, а іноді й 0,0001. При цьому сила тертя в парі «вал-підшипник» визначається залежністю

$$F = \frac{\eta \upsilon S}{\varepsilon + \frac{\eta}{\lambda_1} + \frac{\eta}{\lambda_2}}, \qquad (1)$$

де η – в'язкість змащувального середовища; υ – лінійна швидкість обертання валу; S – площа поверхні тертя; ε – зазор між валом і
підшипником, λ_1 і λ_2 – коефіцієнти зовнішнього тертя. Припускаючи, що коефіцієнти зовнішнього тертя на границях «змащувальна плівка - поверхні валу і підшипника» значно більше η, залежність (1) приймає вигляд:

$$F = \frac{\eta \upsilon S}{\varepsilon}, \qquad (2)$$

Вираз (2) широко використовується в розрахунках підшипників ковзання при великих швидкостях і малих навантаженнях.

У виразі (2) не враховується осьове навантаження, а також вплив контактних течій граничних шарів, викликаних градієнтами тисків у контакті. При збільшенні сили стиснення поверхонь трибосистема переходить у більш навантажений режим контактно-гідродина-мічного тертя.

2. Контактне і теоретично беззносне еластогідродинамічне тертя пояснюють із позицій контактної гідродинаміки [4-6] на основі спільного розв`язку гідродинамічної та пружно-деформаційної задач взаємодії середовища і поверхонь трибоконтакту. Відомі залежності для оцінки сили тертя та інших параметрів трибосистем. Зауважимо, що коефіцієнт тертя в реальних трибосистемах на один-два порядки є більшим від розрахункових, а його значення досягає 0,01-0,10, що характерно для ще більш навантаженого режиму - тертя в умовах граничного

© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

змащування. При цьому поверхні, хоча й з дуже малою інтенсивністю, але зношуються, особливо в пуско-зупиночних циклах експлуатації вузлів.

3. Тертя в умовах граничного змащування, що супроводжується інтенсивним зношуванням поверхонь, добре аргументоване адгезійно-деформаційною теорією [7-8], у відповідності з якою макросилу тертя ($F_{тр}$) утворюють механічна або деформаційна ($F_{деф}$) і молекулярна або адгезійна ($F_{адг}$) компоненти:

$$F_{тр} = F_{деф} + F_{адг} \quad (3)$$

Дослідження співвідношення адгезійної й деформаційної складових сили тертя показали, що в умовах граничного змащування відношення $F_{адг} / F_{деф}$ досягає 10000 [7], а за даними [8] ~ 100. Тому вважають, що домінуючим при терті в умовах граничного змащування є взаємодія робочих поверхонь на молекулярному рівні. Зношування матеріалу поверхонь тертя, як відомо, є наслідком їх адгезійної взаємодії (утворення та руйнування «містків зварювання» [8]). Тертя в умовах граничного змащування може розглядатись, як процес трибоадгезії. При цьому контактні гідродинамічні течії граничних шарів мастила, які можуть призводити до додаткового опору руху, не враховують. Припускають, що граничні шари мастила між стисненими поверхнями твердих тіл утворюють деяке «третє тіло», що має властивості склоподібного композиту [6, 7].

Фундаментальні дослідження пристінних шарів змащувального середовища [9] доводять, що вони являються гомеотропними епітропними рідинно-кристалічними (ЕРК) шарами мастила. Експериментальні дані про ЕРК - шари ряду рідин [10] показують, що їх в'язкість перевищує об`ємну, а рівноважна товщина складає від 20 нм до мікрометрів.

Аналізуючи сучасний стан трибології, автор роботи [11] підкреслює, що «через складність процесів, що формують тертя, в наш час нема поки єдиної думки про його природу». На сьогодні тертя і зношування розглядаються з позицій розрізнених уявлень про їх природу.

Теоретичні розробки в трибології, результати яких могли б стати загальними положеннями, поки що відсутні, а нові експериментальні дослідження дають результати [12], які у ряді випадків не мають пояснень з позицій відомих теорій. Так, при терті ковзання поверхонь твердих тіл трибосистем з лінійним контактом не знаходить пояснення утворення слідів трибоадгезії матеріалу у вигляді виривів, каверн і кратерів, які, як правило, спостерігаються у підшипниках або зразках в області виходу валу з контакту, а в області його входу в контакт утворюються лише риски чи подряпини. При цьому не знаходить пояснення накопичення продуктів зношування в основному в області входу валу в контакт на незначній відстані від нього.

Існує наступне протиріччя. При короткочасному терті ковзання полірованих стальних поверхонь коефіцієнт тертя досягає значень 0,15, що свідчить про виникнення в контакті адгезійної складової сили тертя, яка, за молекулярно-деформаційною теорією, на два порядки більша інших чинників, а основний її прояв – зношування практично відсутнє. При цьому не виявляються навіть ознаки пошкодження поверхонь тертя. Отже, твердження, що адгезійна складова макросили тертя є переважаючою (99% від усіх втрат на тертя в умовах граничного змащування), викликає сумнів.

Гідродинамічний ефект при терті в підшипниках ковзання й фундаментальна в трибології граничного змащування закономірність утворення оптимальної шорсткості також трактуються по-різному.

Результати експериментів і теоретичних побудов в межах сучасної трибології не співпадають. Продовжується розробка нових гіпотез і положень, покликані усунути недосконаліть існуючих уявлень про природу тертя.

В науково-дослідній лабораторії нанотриботехнологій Національного авіаційного університету під керівництвом чл.-кор. НАН України, д.т.н., професора Аксьонова О.Ф. з метою вивчення природи тертя проводяться дослідження трибосистем в умовах граничного змащування, а також явищ і закономірностей, супутніх тертю.

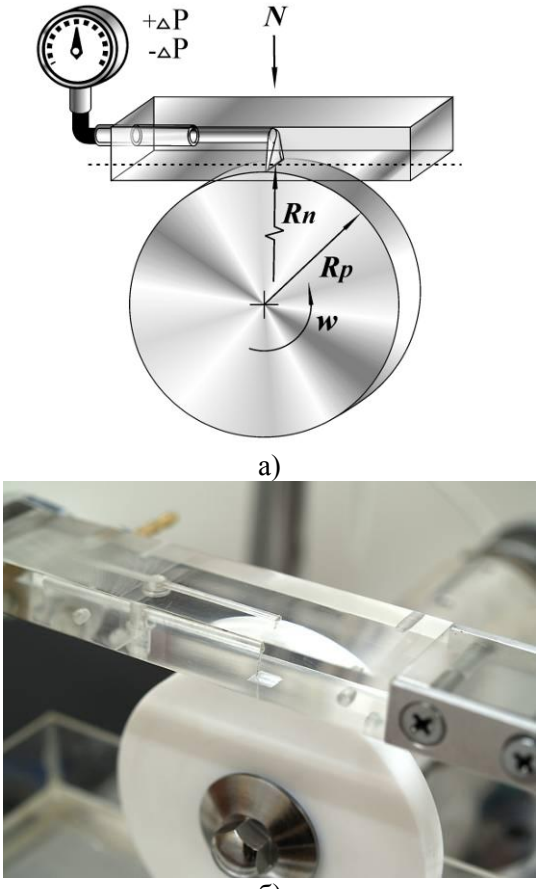
Висунута у 2008 році гіпотеза компресійно-вакуумної природи тертя [12, 13], знайшла експериментальне підтвердження, однак вимагає більш глибокого вивчення. Для цього були розроблені та використані оригінальні лабораторні машини тертя одностороннього ковзання з оптично прозорим лінійним контактом (рис. 1). У них передбачена можливість зміни швидкості ковзання і осьового навантаження поверхонь тертя, що дозволяє реалізувати гідро- та еластогідродинамічний режими і тертя в умовах граничного змащування).

Конструкція стенда. В якості моделі вала використано фторопластовий ролик (зовнішній діаметр – 80 мм, ширина – 9 мм), а плоский нерухомий паралелепіпед, що моделює контртіло, виготовлено з оптично прозорого матеріалу (неорієнтоване органічне скло).

© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

У середовищі атмосферного повітря робоча поверхня, утворююча циліндр ролика, при стисненні вступає в контакт із плоскою поверхнею прозорого паралелепіпеда, що візуалізує площадку контакту. Протяжність такого контакту відповідає ширині ролика 9 мм, а його ширина при осьовій силі стиснення 4 Н складає 0,7 мм, і при 40 Н ~ 0,8 мм.

В якості основного модельного змащувального середовища використовувався авіаційний гас ТС-1 - прозора, малов`язка рідина, що виключає при малих швидкостях ковзання (0,2…0,8 м/с) і



а)

б)

Рис.1. **Машина тертя ковзання з верхнім положенням контакту: схема *(а)*; трибовузол *(б)* малих навантаженнях (1…10 Н) виникнення режиму гідродинамічного безконтактного тертя**

Лінійна швидкість ковзання варіювалася з плавною зміною від 0,2 до 0,9 м/с, осьове навантаження змінювалось в діапазоні від 4 до 200 Н. Після установлення лінійного контакту навколо нього утворювалась симетрична відносно лінії контакту пляма гасу за рахунок змочування ним поверхонь (рис. 1).

У попередніх експериментах [12] шорсткість робочої поверхні ролика приймалась $R_a <$ 20 нм. У подальших дослідженнях [13] використовувались зразки з великими нерівностями ($R_a <$ 0,8 мкм).

Візуалізація процесів у контактній зоні. Спостереження за поведінкою шарів гасу, внесених роликом у зону контакту, при терті повз нижню грань прозорого контртіла, здійснювалось через його бокову й верхню грані при певному освітленні (рис. 2).

Як видно з рис. 2, шари гасу захоплюються роликом у зону контакту й частково обтікають її по краях. На поверхні контртіла макропотоки замикаються за контактом. При цьому уся пляма змочування зміщується в сторону, зворотну напрямку ковзання. Після стабілізації швидкості обертання, при підсвічуванні зони контакту під певним кутом, спостерігається безперервне інтенсивне струминне витікання гасу із зони контакту в напрямку, зворотному обертанню.

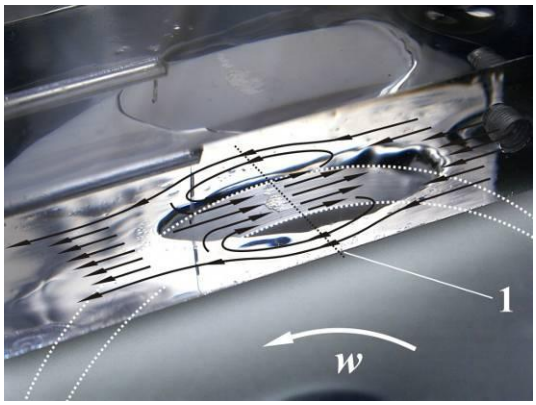
На виході ролика з контакту візуально спостерігається неперервна інтенсивна течія гасу в напрямку контакту, тобто також у напрямку, зворотному ковзанню. Лінії току гасу, спостережувані при ковзанні, показані на рис. 2, а.

Збільшення швидкості ковзання ролика по поверхні паралелепіпеда призводить до значного зсуву контактної плями гасу в сторону, зворотну напрямку обертання. Спостережувані при цьому

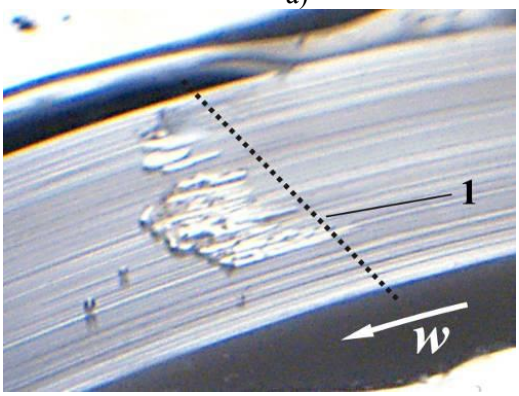
© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

неоднорідності течії гасу «з контакту» в області входу ролика в контакт і «в контакт» в області виходу ролика з контакту стають більш помітними. Те саме відбувається й при збільшенні навантаження при постійній швидкості ковзання.

При плавному підвищенні швидкості ковзання до 0,3 м/с у зоні виходу ролика з контакту в шарах гасу спостерігається зародження газових пухирців, які, переміщаючись у напрямку ковзання, вносились рухомою поверхнею ролика на відстань 5 мм від контактної ділянки й потім зникали. Рух утворюваних газових пухирців (рис. 2, б) біля контакту здійснювався в напрямку ковзання, але проти струминної течії гасу, направленої зворотно - «в контакт». Пухирці зароджуються хаотично по усій ширині лінійного контакту в системі «ролик-контртіло» внаслідок кавітації гасу. Для гасу ТС-1 при температурі 20 ^{0}С тиск пари, що знаходиться в стані динамічної рівноваги з рідкою фазою, складає 919,9 Па при відношенні об'єму рідини до об'єму пари 4:1. Розрідження в зоні виходу ролика з контакту, уже при швидкості 0,3 м/с та осьовому навантаженні 4 Н, суттєво і в цій області відбувається вакуумування граничних шарів до тиску 919,9 Па. Подальше збільшення швидкості ковзання призводить до інтенсифікації формування пухирців, наступному їх злиттю і виникненню парогазових порожнин. Останні, осцилюючи у напрямку ковзання, мають витягнуту форму, схожу на «язики полум'я» (рис. 2, б) з основою біля середини області контакту.



а)



б)

Рис.2. **Лінії току рідини в контактній зоні при терті ковзання ролика по плоскій грані контртіла *(а)* і утворення кавітаційних порожнин і пухирців в дифузорній області лінійного контакту «ролик-контртіло» (*б)* (1 – середня лінія контакту поверхонь).**

При зміні напрямку ковзання потоки гасу в зоні контакту також змінюють свій напрямок у протилежну ковзанню сторону. Зміна напрямку ковзання зумовлює практично симетричну зміну напрямку контактних течій середовища.

Визначення розподілу тиску в контакті. Для дослідження розподілу тиску в контактній області у контртілі створено канали з виходом на контактуючій поверхні у вигляді отворів або щілини, що є зондом вимірника тиску в змащувальному шарі. Передбачено сканування контакту відповідним зондом.

Вимірювання тиску в шарі гасу здійснювалось у середній частині контактної зони по нормалі до його середньої лінії за допомогою резистивних датчиків тиску МДД-ТЕ 0-1. Шаг зондування в площині контактної зони – 0,05 мм.

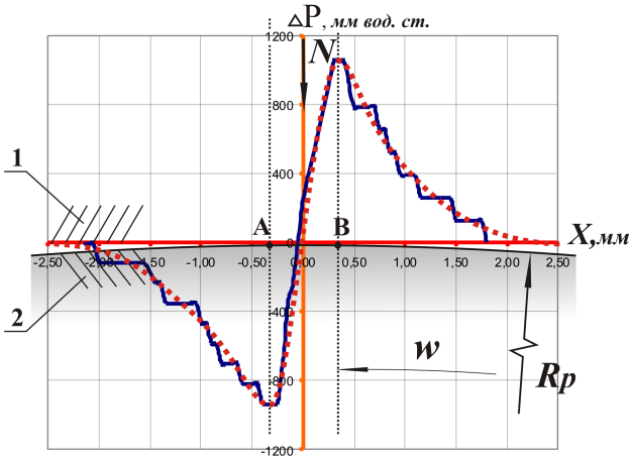
© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

Результати вимірювань (рис.3 а) показали, що тиск гасу в області входу ролика в контакт починає зростати за 2 мм до початку контакту контртіла з роликом. Біля передньої кромки контакту на вході, досягнувши максимуму більше 1000 мм водного стовпа, тиск стрімко падає й поблизу середини контакту знижується до атмосферного. Далі в зоні виходу ролика з контакту має місце розрідження з екстремальним тиском нижче атмосферного (близько 1000 мм водного стовпа), а також на самому краю контакту, в області виходу ролика. На відстані близько 2 мм від контакту тиск гасу плавно підвищується і вирівнюється до атмосферного.

Аналогічні вимірювання, проведені при інших рівних умовах, але в протилежному напрямку ковзання (рис. 3, *б*), дають практично симетричну інверсію параметрів, що свідчить про закономірний зв'язок контактних течій граничних шарів з напрямком ковзання. Тобто, на вході в контакт відбувалося підвищення тиску гасу, а на виході з нього – зниження відносно атмосферного.

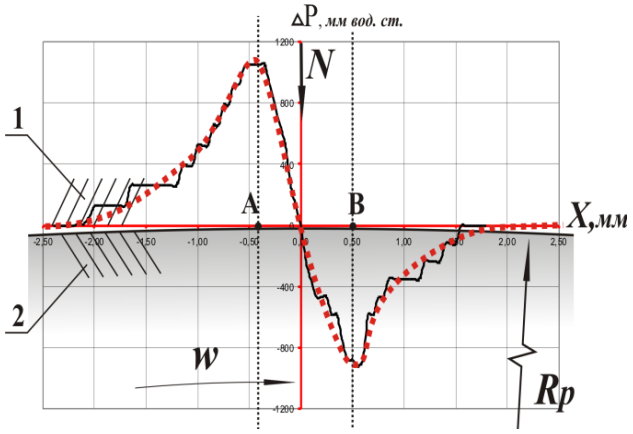
Зміна напрямку ковзання, при інших однакових умовах, супроводжується зміною знаку перепаду тиску граничних шарів гасу ΔР, який за величиною практично не змінюється відносно середини контакту системи «ролик-контртіло» (рис. 3,б). Візуально спостережувані лінії току також змінюють свої напрямки в протилежну сторону. В області входу ролика в контакт з контртілом тиск гасу збільшується і біля самої кромки контакту досягає свого максимуму, а в середній частині - різко зменшується до атмосферного. Потім, в області виходу ролика з контакту, також стрибкоподібно відбувається зниження тиску сканованих шарів гасу до мінімуму, і також, по мірі віддалення зонду від нього, починається плавне підвищення вимірюваного тиску до тиску навколишнього середовища.

Показане вище зниження тиску середовища, що відбувається в дифузорній області контакту трибосистеми ковзання, може досягати значень тиску насиченої пари, що приведе до часткової або повної деструкції граничних шарів мастила в пристінних граничних шарах. Така деструкція граничних шарів в умовах сильного зниження тиску в них, імовірно, і є основною причиною утворення ділянок практично сухого тертя, що призводить до виникнення «містків схоплювання» поверхонь тертя. Можна припустити, що молекулярна або адгезійна складова сили тертя (99% від сумарної сили тертя), виникаюча на трибоконтакті з граничним змащуванням, є наслідком зниження тиску середовища між поверхнями, що рухаються у напрямку дифузорної частини контактної зони. При виключенні зниження тиску середовища між поверхнями тертя в умовах граничного змащування трибосистема ковзання стає практично беззносною.



а)

© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір



б)

Рис. 3. **Розподіл перепаду тиску в граничних шарах гасу ТС-1 відносно атмосферного Δ*P*, тобто різниця між виміряним і атмосферним тиском по координаті сканування *X* перпендикулярно контакту при ковзанні де [*AB*] – ширина лінійного контакту контртіла *1* і ролика *2* із радіусом R_p, ω - частота обертання, *N* – осьова сила стиснення, *X* – координати сканування: *а)* обертання за часовою стрілкою; *б)* обертання проти часової стрілки**

Слід відзначити, що спостережувані течії мастила і розподіл тиску (симетричне підви-щення і зниження відносно мінімального зазору) спостерігаються як в рідких середовищах, так і в середовищі задимленого або чистого повітря. Вони реалізуються при наявності нано- і мікронерівностей на поверхнях валу і контртіла, що перебувають у контакті або розташовані з деяким зазором, тобто без контакту.

Таким чином, виникнення вторинної течії середовища, спрямованої зворотно напрямку тертя, визвано підвищенням тиску в утворюваному в напрямку обертання ролика в конфузорнім каналі і симетричним відносно мінімального зазору або середини контакту розрідженням в дифузорнім каналі. У цьому випадку тертя в контакті відбувається внаслідок опору навколишнього середовища деформаціям – компресії або стисненню і вакуумуванню або розтяганню.

Контактні й безконтактні вторинні течії і розподіл тиску в граничних шарах середовища (рис.3) спостерігались у воді, у середовищах авіагасу ТС-1, диалкілбензольного масла, вакуумного масла ВМ-6, у моторних, трансмісійних та інших технічних маслах [13].

В якості прикладу на рис. 4 представлені залежності розподілу тиску в граничних шарах диалкілбензольного масла при різних швидкостях ковзання. В області входу ролика в контакт *A*, зі збільшенням лінійних швидкостей ковзання (від 0,2 до 0,8 м/с), сила тертя зростає і підвищення тиску шару масла також збільшується, а максимум його досягає однієї атмосфери, тобто на порядок більше, ніж у середовищі гасу. Зазначимо, що і в'язкість цього масла також на порядок більше, ніж у гасу. При постійній лінійній швидкості ролика 0,86 м/с і збільшенні осьового навантаження у 2,5 рази (із 4 до 10 Н) сила тертя збільшується, і тиск у гасі, у конфузорній області контакту, зростає з 1400 до 3700 мм вод. ст., тобто також ~ у 2,5 рази. Сила тертя ковзання зростає пропорційно зі збільшенням надлишкового тиску середовища у конфузорній області контакту за напрямком руху валу, який, у свою чергу, зростає зі збільшенням в'язкості середовища, осьового навантаження і лінійної швидкості ковзання. Отже, сила тертя ковзання є інтегральним результатом процесів, що протікають у граничних шарах мастила в конфузорно-дифузорних порожнинах контакту. При цьому в дифузорній області контакту В (рис. 4), тобто в області зниження тиску, характер розподілу тиску суттєво відхиляється від симетричного (пунктир), як це мало місце в гасі (рис. 3). Пояснюється це особливостями поведінки рідини в умовах зниженого відносно навколишнього середовища тиску, коли вона скипає й переходить у двофазний стан, а також недосконалістю техніки вимірювань в розглянутих експериментах.

© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

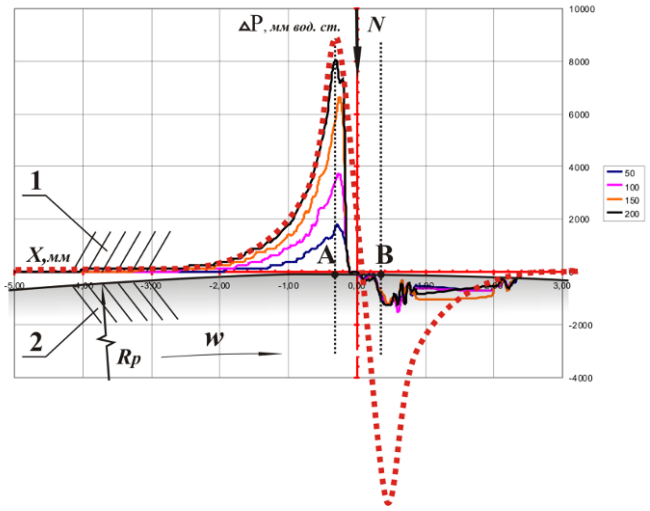


Рис. 4. **Залежність розподілу перепадів тиску ΔP у граничних шарах диалкілбензольного масла при різних швидкостях ковзання, де [AB] – ширина лінійного контакту контртіла 1 і ролика 2 на повітрі. В області входу ролика в контакт А максимум надлишкового тиску збільшується зі збільшенням лінійної швидкості ковзання (0,2; 0,4; 0,6; 0,8 м/с).**

На основі отриманих експериментальних результатів досліджень і висунутої гіпотези компресійно-вакуумної природи тертя [12, 13] контактні процеси, що відбуваються при терті підшипника ковзання в середовищі, представляються наступними. При повільному зближенні обертового ролика з нерухомою поверхнею плоского контртіла, в момент утворення механічного контакту, відбувається різке підвищення сили тертя і тиску в конфузорній зоні, а також зниження тиску в дифузорній області контакту. При цьому руйнування контактних поверхонь не відбувається - в момент утворення пружного трибоконтакту різке підвищення сили тертя викликано стрибкоподібним підвищенням величини надлишкового тиску біля самої кромки контакту в конфузорній області та симетричним зниженням – в дифузорній. Візуально спостерігається також стрибкоподібне прискорення потоків середовища (за напрямком обертання): із зони на вході ролика в контактну область із неї – в зону виходу ролика. Зазначене пояснюється тим, що при пружному деформуванні поверхонь тертя, розділених граничними шарами мастила, в конфузорній дільниці контактної області за напрямком обертання ролика *COF* відбувається пружно-контактне стиснення і прискорення вторинної течії граничних шарів мастила у напрямку, зворотному руху ролика (рис. 5). Таке прискорення зумовлено позитивним градієнтом тиску у змащувальному шарі від атмосферного до величини максимального контактного тиску, що відповідає максимальним контактним напруженням на поверхнях елементів трибопари. За областю максимальних напружень OO_1 в дифузорній ділянці виходу ролика із контакту *ODE* відбувається пружно-контактне розширення збіднених граничних шарів попереднім видавлюванням на ділянці *COF* і прискорена вторинна течія молекул рідини з об'єму середовища у контакт.

Перед входом валу в контакт (рис. 5) в області *CFAC*, тобто в конфузорній частині контакту граничних шарів рідкого середовища *A* до січення *OO*, утворяться вторинні гідравлічні течії середовища, направлені в сторону, зворотну руху вала. Вони викликані компресією набігаючих адсорбованих на поверхні ролика шарів мастила, що рухаються разом із ним у напрямку контактної зони з максимальною швидкістю, рівною лінійній швидкості ковзання $\vec{\upsilon}_л$ обертової поверхні утворюючої циліндр ролика. Вторинна гідродинамічна течія, зворотна руху ролика, виникає на значній відстані від контактної зони. Вона утворюється під дією пружних деформацій граничних шарів, тобто стиснення в конфузорній приконтактній області *CFAC*, зумовленого геометричним звуженням каналу, направлено в сторону, зворотну руху ролика зі швидкістю $\vec{\upsilon}_{гд}^{сж}$. Експериментально це спостерігається та фіксується за допомогою вимірювального зонду тиску при обертанні валу поблизу плоскої поверхні контртіла як в рідкому, так і в газоподібному середовищі.

При прикладенні осьового навантаження *N* к обертовому валу, виникає механічний пружний контакт *AB* з граничними шарами середовища між стисненими поверхнями (рис. 5).

© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

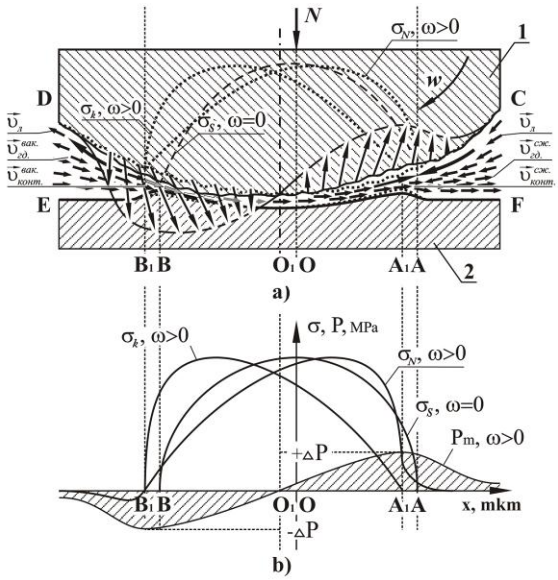


Рис. 5. **Схема утворення контактних зустрічних компресійних і вакуумних течій граничних шарів мастила:**

а) в трибосистемі ковзання «ролик 1 – контртіло 2», направлених зворотно ковзанню, і зсув нерухомого контакту *AOB* у напрямку ковзання в зону $A_1O_1B_1$;

б) розподіл контактних напружень на поверхнях тертя σ_s без руху (ω=0); розподіл тисків в граничних шарах мастила P_m при терті (ω›0); сумарний гідродинамічний тиск граничного мастила і контактних напружень, що виникають поміж контактуючими поверхнями $\sigma_к$ при терті (ω›0); сумарне поле реактивних напружень, діючих нормально тільки на поверхню рухомого ролика σ_R при терті (ω›0)

В конфузорній частині контакту *AO* виникає ще одна зворотна течія граничних шарів середовища з області мінімального зазору OO_1 і, відповідно, максимального одноосного тиску стиснення σ_{max}, до кромки входу вала в контакт AA_1, де тиск перевищує атмосферний на величину ступеня стиснення граничних шарів в приконтактній конфузорній області *CFAC*. Ця вторинна контактна течія реалізується примусово, починаючись від зони входу ролика в контакт AA_1, тобто від кромки торкання деталей з граничними шарами середовища, до зони OO_1 із максимальними контактними напруженнями σ_{max}, тобто з області мінімального зазору пристінних граничних шарів мастила.

Відзначені течії зворотного компресійного струменя *OA* і набігаючих адсорбованих шарів мастила *CA* біля передньої кромки контакту A_1A входять в зіткнення. Відбувається процес, подібний відомому в гідродинаміці гідравлічному тарану, але на відміну від класичного - однократного, гідротаран у розглянутому випадку - безперервний.

На виході ролика з контакту за напрямком ковзання в області BB_1 також виникають протилежні гідродинамічні та контакно-гідродинамічні течії, але з вакуумуванням або розтяганням граничних шарів. Адсорбовані шари на тертьовій поверхні ролика з остаточними фрагментами мастила в мінімальному зазорі рухаються разом із поверхнею ролика з області від мінімального зазору OO_1 в область виходу з контакту BB_1 із швидкістю $\upsilon_{л.}$. Цей збіднений попереднім видавлюванням граничний шар опиняється у дифузорному каналі, що розширюється, проходячи шлях від зони OO_1 до BB_1, де на шляху руху відбувається його розрідження, тобто вакуумування. Вторинна дифузорна зворотна течія формується із середовища, що перебуває в об'ємі DBB_1E поблизу зазору BB_1 із тиском навколишнього середовища $P_{атм.}$. Біля самої кромки виходу ролика з контакту з площиною BB_1 фрагменти середовища спрямовуються з області B_1E в зону зниженого тиску граничних шарів BB_1 із швидкістю $\vec{\upsilon}_{\hat{e}\hat{i}\,\acute{i}\,\grave{o}}^{\hat{a}\grave{a}\hat{e}}$, звідки поверхнею ролика виносяться розріджені фрагменти середовища, які, у свою чергу, пройшовши шлях від зони OO_1 до BB_1, під дією від`ємного градієнта тисків опинилися в дифузорнім каналі. Контактний «вакуумний» струмінь виникає з відносно спочиваючих фрагментів середовища, що під впливом атмосферного тиску утікають в зазор тангенціально до поверхні ролика, що виходить із контакту з контртілом у зоні BB_1. При цьому надто розріджений, можливо навіть мономолекулярний шар мастила на ролику біля самої кромки виходу з контакту, рухається з поверхнею ролика у напрямку

ковзання по шляху від от зони OO_1 до BB_1, утворюючи другу течію середовища. Ці дві течії, де переважною є течія з об'єму в зазор біля вихідної кромки контакту BB_1, направлені практично тангенціально до поверхні вала. При зустрічі вони призводять до зниження ступеню розрідження змащувальних поверхонь шарів у зоні BB_1 до тиску навколишнього середовища. По суті, відбувається дещо подібне процесу гідравлічного тарана адсорбованих і вакуумованих шарів мастила – того, що виходить із контактної зони робочої поверхні ролика і яке перетікає з середовища у контактну зону. На відміну від ефекту класичного гідротарана, для якого характерною є однократність, у розглянутому випадку відбувається безперервне зіткнення розріджених фрагментів середовища. Наприклад, під дією високого контактного градієнта тисків ($\sigma_{max} - P_{ат\text{м}}$) = 1,1 МПа на відстані половини ширини контакту 0,4 мм виникає витікання фрагментів середовища з контактної зони із швидкістю $\vec{\upsilon}_{конт}^{сж}$. Ця швидкість за приблизними розрахунками для гасу при навантаженні 4 Н і швидкості ковзання 1 м/с складає 16 м/с. Якщо врахувати, що швидкість набігаючих шарів гасу ~ 1м/с, то біля кромки контакту відбувається зіткнення двох зворотно направлених потоків середовища з відносною швидкістю 17 м/с. Цей ефект визначає силу тертя ковзання, яка лавиноподібно виникає при повільному навантаженні контакту. У полі високих градієнтів тиску рідкокристалічні граничні шари мастила поводять себе, як рідина.

Інтенсивне зменшення швидкості обертання вала, що супроводжується характерною зміною шуму електроприводів при плавному створенні контакту змазаних поверхонь шляхом повільного навантаження, спостерігається завжди. Це викликано виникненням контактного пружно-деформаційного витікання граничних шарів мастила з контакту під дією зростаючого в напрямку руху надлишкового тиску на вході в контакт. А на виході з нього плин об'єму середовища в розріджені шари контактної дифузорної області відбувається під дією атмосферного тиску. Такий спільний вплив цих течій на граничні шари тертьової поверхні у зворотному обертанню направленні ролика і є причиною його інтенсивного гальмування, а не дія адгезійної складової сили тертя, тому що при первинному контактуванні ознак поверхневого схоплення не спостерігається.

На рис. 5 вісь OO, що проходить через центр обертання ролика, до якої прикладена сила стиснення N вала 1 і контртіла *2*, є геометричною віссю симетрії контакту AB, виникаючого в статичних умовах без руху ($\omega = 0$). При обертанні вала ($\omega > 0$) виникають області підвищеного тиску на вході вала в контакт і розрідження середовища - на його виході з контакту. У цих областях створюються перепади тиску *(*$+\Delta P$ і $-\Delta P$) відносно тиску навколишнього середовища, тому основа епюр контактних напружень і напружень сил тертя зміщається в сторону направлення руху вала (вліво на рис. 5). При цьому контактні напруження, що розвиваються на поверхнях елементів трибопари σ_k при наявності сили стиснення N, будуть представляти собою різницю контактних напружень, що виникають в епітропних шарах мастила і на поверхнях у статичних умовах (без руху вала) σ_s, і перепадів тиску ΔP, виникаючих у шарах мастила при русі вала:

$$\sigma_k = \sigma_s - \Delta P \qquad (4)$$

Таким чином, контактні напруження σ_k при терті ковзання будуть зміщатися в сторону направлення руху вала, тобто в область зниженого тиску, як показано на рис. 5. Сили тертя при цьому будуть визначатися нормальною і тангенціальною проекціями розвинутих на поверхнях елементарних реакційних напружень σ_N, які в свою чергу представляють собою суму контактних поверхневих напружень σ_s і перепадів тиску ΔP, виникаючих у цих шарах при русі вала:

$$\sigma_N = \sigma_s + \Delta P. \qquad (5)$$

При цьому основа епюри A_1B_1 напружень від дії сил тертя σ_N співпадає з основою A_1B_1 контактних напружень σ_s, але сама епюра буде нахилена в зворотну обертанню вала сторону, як показано на рис.5.

Як видно із формул (4) і (5), у випадку повного розділення поверхонь граничними шарами мастила контактні напруження σ_k і напруження від дії реакційних сил σ_N, виникаючі симетрично на поверхнях тертя, як вала, так і контртіла, при проектуванні їх на вертикальну ось інтегрально будуть рівні напруженням, виникаючим на робочих поверхнях, коли ті знаходяться в спокої, урівноважуючи дію зовнішньої сили стиснення N. Епюри контактних напружень σ_k і напружень впливу реакційних сил σ_N нахилені в різні сторони. Тобто, поверхні в області розрідження ЕРК - шарів будуть сильніше навантажені, ніж в області підвищеного тиску. З огляду на загальний закон фізики адитивного додавання первинних сил, сила тертя ковзання між валом і контртілом включає в себе наступні складові:

© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

- гідромеханічна складова сили тертя або сила внутрішнього тертя, яка описується співвідношенням Ньютона

$$f_{гм} = -\eta_{xy}\nabla\upsilon_y, \quad (6)$$

и зв'язує силу внутрішнього тертя F_x, діючу на одиничну площадку в напрямку, протилежному градієнту швидкості течії в`язкого середовища (газу, рідини) з градієнтом швидкості $\nabla\upsilon_y$ за допомогою коефіцієнта динамічної в'язкості середовища η_{xy}. Тобто, молекулярний шар мастила, що рухається із швидкістю $\vec{\upsilon}_л$, долає опір відносно спочиваючих шарів середовища ($\vec{\upsilon}_\infty = 0$) тангенціальної деформації. Сила внутрішнього тертя, виникаюча при русі тіла в середовищі з необмеженим об'ємом, тобто без будь-яких перешкод, в значній мірі визначаються висотою структурно-чутливих граничних шарів середовища $h_{сч}$. Ця висота визначається відстанню по нормалі від поверхні до тих шарів середовища, в яких руху практично не відбувається. При цьому враховується форма тіла, об'ємна в'язкість середовища η_o і швидкості руху кожного фрагмента поверхні вала S_Σ. Сили внутрішнього тертя, по суті, є гідромеханічними силами, викликаними лише опором середовища деформації від руху в ній твердого тіла.

Гідродинамічна складова сили тертя виникає навіть при відсутності безпосереднього контакту, що при наявності поблизу рухомої поверхні вала деякої поверхні, наприклад нерухомої плоскої поверхні або підшипника ковзання. Вона виникає за рахунок гальмування набігаючих з валом граничних шарів середовища із швидкістю $\vec{\upsilon}_л$, що стікають із конфузорного зазору і рухаються у зворотну сторону відносно викликаних гідродинамічною конфузорною деформацією стиснення течій зі швидкістю $\vec{\upsilon}_{гд}^{сж}$. В дифузорній частині зазору, у напрямку руху поверхні, відбувається ковзання витікаючих із зазору розріджених граничних шарів мастила по шарам мастила, що втікають в нього зі швидкістю $\vec{\upsilon}_{гд}^{вак}$ під дією зовнішнього тиску навколишнього середовища.

Контактно-гідродинамічна складова сили тертя ковзання виникає від дії контактного навантаження, що викликає пружну деформацію граничних шарів, пов'язану з високим позитивним градієнтом тисків, виникаючих в них від стиснення на рівні пружної деформації поверхонь на ділянці *OA* (рис. 5). Такий деформаційний вплив на внесені в контакт граничні шари середовища призводить до їх прискорення в конфузорній частині контакту від січення O_1O до кромки входу вала в контакт в січенні A_1A, де граничні шари поверхонь тертя виходять з контактної взаємодії, а швидкість $\vec{\upsilon}_{конт}^{сж}$ вторинної течії молекул ЕРК-шарів максимальна. Тиск в січенні A_1A обумовлений дією гідродинамічних передконтактних конфузорних деформацій стиснення граничних структурно-чуттєвих шарів, що призводить до їх течій із сумарною швидкістю $\vec{\upsilon}_л + \vec{\upsilon}_{гд}^{сж}$. У дифузорній частині також виникає додаткову, зумовлену вакуумуванням ЕРК шарів, вторинну течію, направлену із середовища в контакт і також у сторону, зворотну руху вала із швидкістю $\vec{\upsilon}_{конт}^{вак}$.

У випадку, коли розрідження в граничних шарах не перевищує граничного тиску, що визиває кавітацію в середовищі мастила, то сила тертя $F_{тр}$ або опори обертанню вала може бути визначена, як

$$F_{тр} = f_{гм} + f_{гд} + f_{кгд}, \quad (7)$$

де $f_{гм}$ – гідромеханічна складова, виникаюча від опору деформуванню середовища при змушеному її переміщенні приповерхневими граничними шарами, якому супротивляться прилеглі спочиваючі шари, чим у свою чергу перешкоджають наступні шари і т.д. у необмеженому якою-небудь перешкодою об'ємі. Гідродинамічна складова сили тертя $f_{гд}$. виникає при появі поблизу однієї з рухомих поверхонь, наприклад, обертової поверхні, утворюючої циліндр вала, іншої поверхні, наприклад, нерухомої плоскої стінки на деякій відстані $h_{гд}$. Досвід показує, що відносно мінімального зазору або лінії контакту виникають дві зворотні руху вала вторинні течії: в конфузорній області - від процесів стиснення середовища і в дифузорній області - від процесів розтягнення середовища. Ці процеси призводять до виник-нення відповідних складових гідродинамічних сил тертя $f_{гд} = f_{гд}^{к} + f_{гд}^{д}$.

Контактно-гідродинамічна складова сили тертя $f_{кгд}$ виникає в контакті граничних шарів, що знаходяться у пружно-деформаційному одноосьовому напруженому стані під дією сили

стиснення. При відносному переміщенні граничних шарів однієї поверхні по граничним шарам іншої поверхні, також в конфузорній і в дифузорній областях їх контакту, виникають відповідні області стиснення и розрідження середовища, створювані напруженнями, обумовленими пружною деформацією матеріалів. Під дією високо-градієнтних контактних напружень в матеріалах виникають відповідні зворотні руху вала контактно-гідродинамічні вторинні течії. Контактно-гідродинамічна сила тертя виникає і контакті пружно-деформованих ЕРК- шарів у відповідних конфузорно-дифузорних областях контакту ЕРК- шарів $f_{кгд} = f^{к}_{кгд} + f^{д}_{кгд}$.

При адитивному характері дії сила тертя $F_{тр} = f_{гм} + \{ f^{к}_{гд} + f^{д}_{гд} \} + \{ f^{к}_{кгд} + f^{д}_{кгд} \}$ при ковзанні вала на плоскій поверхні контртіла є сумою первинних сил гідромеханічного, гідродинамічного і контактно-гідродинамічного опору деформуванню середовища.

Висновки

1. Гідродинамічні ефекти тертя у режимі граничного змащування зумовлені утворенням областей, як із підвищенням, так й зі зниженням тиску у змащувальному шарі. Перепад тиску на сторонах контакту призводить до виникнення струминних течій середовища проти напрямку обертання вала.

2. Зі збільшенням осьового навантаження, швидкості ковзання та в'язкості середовища зростає ступінь стиснення середовища «на вході в контакт» і ступінь його розрідження - «на виході з контакту». Області підвищеного та пониженого тиску рідкого середовища є симетричними відносно лінії максимуму контактних напружень і перевищують довжину контакту в декілька разів. Симетрія порушується після досягнення певних контактних напружень та/або швидкості ковзання, коли виникає кавітація в зоні контакту.

3. Підвищення в'язкості середовища супроводжується зростанням компресії в області входу вала в зону контакту і, відповідно, розрідженням середовища в області виходу вала з нього.

4. В умовах граничного змащування відбувається перерозподіл контактного наван-таження, викликаного деформаціями стиснення й розтягнення граничних шарів мастила у відповідних областях контакту. Зношування вузлів тертя відбувається переважно в області низького тиску середовища, що слід враховувати на етапі їх проектування.

5. Зсув зони контакту трибосистеми ковзання зумовлені перерозподілом підвищеного і зниженого тиску в конфузорній та дифузорній областях контакту.

При моделюванні трибосистеми ковзання з лінійним контактом встановлено, що в паливних, масляних та інших гідравлічних системах поряд із гідравлічною та акустичною кавітацією, має місце й «трибокавітація» - процес, що протікає у дифузорних областях вузлів тертя та призводить до локального зниження тиску в середовищі до значень, близьких до мінімальних тисків порогу кавітації.

6. Показано, що умови контактування двох змащених поверхонь, стиснутих деякою осьовою силою, визначаються пружністю деформації граничних шарів рідини.

7. Встановлено, що у контакті змащувальне середовище в статичних умовах навантаження поводиться подібно пружному твердому тілу, а в умовах високих контактних градієнтів тиску та швидкостей – подібно рідині.

8. Гіпотеза компресійно-вакуумної природи тертя і зношування поєднує гідродинамічні, еласто-гідродинамічні уявлення та процеси тертя в умовах граничного змащування.

Література

1. *Воларович М.П.* Н.П.Петров – основоположник гидродинамической теории смазки машин// Трение и износ в машинах. Труды второй всесоюзной конференции по трению и износу в машинах Т.III., 1949.

2. *Петров Н.П.* Трение в машинах и влияние на него смазывающей жидкости// Инж. журн., т. 27, №1; №2, 227; №3, 337; №4, 535, 1883. Отдельное издание, СПб., 1883. – 212 с.

3. *Никитин А.К., Ахвердиев К.С., Остроухов Б.И.* Гидродинамическая теория смазки и расчет подшипников скольжения, работающих в стационарном режиме. – М.: Наука, 1981.

4. *Коднир Д.С.* Контактная гидродинамика смазки деталей машин М., «Машиностроение», 1976. – 304 с.

5. Основы трибологии: Учебник для технических вузов./ Под. ред. А.В. Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 2001. – С. 277-351.

6. Справочник по триботехнике / Под общ. ред. М.Хебды,, А.В.Чичинадзе. В 3-х т. Т.1 Теоретические основы. – М.: Машиностроение, 1989. – 400с.

7. *Ахматов А.С.* Молекулярная физика граничного трения. – М.: Физматгиз, 1963. – 472 с.

© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

8. *Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С.* Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение. – 1977. – 526 с.

9. *Дерягин Б.В., Поповский Ю.М., Алтоиз Б.А.* Открытие СССР «Явление образования гомогенной граничной жидкокристал-лической фазы немезогенной жидкости». Диплом №388.// Открытия и изобретения 1991. №12. – С.1.

10. *Алтоиз Б.А., Дейнека В.Т.* Измерение параметров граничного слоя жидкости теплоносителя влияющих на интенсивность теплообмена. // Научно-технический сборник «Тепловые режимы и охлаждение радиоэлектронной аппаратуры». – Одесса, 2003. - Вып.1.- С. 29-33.

11. *Лужнов Ю.М.* Нанотриботехнология сцепления колес с рельсами. Реальность и возможности. М.: Интекст, 2009. – 176 с.

12. *Стельмах А.У.* Компрессионно-вакуумный механизм адгезионного трения и изнашивания. –28 с. – Деп. в ГНТБ Украины. - 07.07.2008, №109-Ук 2008.

13. *Стельмах А.У.* Возникновение контактных струйных течений в условиях граничной смазки и механизм их образования. – 43 с. – Деп. В ГНТБ Украины 14.04.09, №20 – Ук 2009.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2019

© О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський, Р.Є. Костюнік, К.К. Бадір

УДК 621.762

O. Suprun, G. Bagliuk, O. Shirokov
Frantsevich Institute for Problems of Materials Science

FEATURES OF THE PHASE AND STRUCTURE FORMATION OF MULTI-COMPONENT COMPOUNDS ON THE BASIS OF TiH_2-Fe-Si-Mn SYSTEM WITH DIFFERENT CONTENT OF B4C

The influence of boron carbide on the structure and properties of a multi-component titanium-matrix composite during the thermal synthesisis presented. During the work it was shown that in the process of the thermal synthesis actively interacts with the FMS. This process is accompanied by the dissociation of the FMS and the formation of a compound multiphase system whose main phases are TiC, TiB, Ti_5Si_3, Mn_5Ti and a certain amount of the ternary Ti_3SiC_2 phase. It was established that the main phase of the alloy with a content of 2% boron carbide was a titanium silicide Ti_5Si_3. Increasing the amount of boron carbide to 4% leads to the increase of independent lines of titanium monoboride and changes in stoichiometry of cubic titanium. Further increase of B_4C leads to a change in the phase pattern, in which the TiB becomes the leading phase, together with the TiC. Addition to the initial charge of 4% - 5% B_4C leads to the appearance on the X-ray patterns of the ternary carbosilicide phase, as a result of the introduction of carbon into the intermetallic system: Ti-Si.

Key words: *metal-based alloy, titanium hydride, ferrosilicomanganese, thermal synthesis, master alloy, phase formation, carbide, boride, silicide, intermetallic.*

О.В. Супрун, Г.А. Баглюк, О.В. Широков

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРО І ФАЗОУТВОРЕННЯ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ СПОЛУК ІЗ ПОРОШКОВИХ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ TiH_2-Fe-Si-Mn З РІЗНИМ ВМІСТОМ B_4C

Представлено вплив карбіду бору на структуру і властивості багатокомпонентного титаноматричного композиту при термічному синтезі. Показано, що використання в якості легуючої добавки феросилікомарганцю призводить до його активної взаємодії з гидридом титану, яке супроводжується дисоціацією з утворенням складної гетерофазной системи, переважаючими фазами якої є карбід титану TiC, силіцид Ti_5Si_3, інтерметалід Mn_5Ti, моноборид титану і карбосиліцідная фаза. При цьому, у композитах, спечених з шихти з 2% карбіду бору переважаючою фазою є силіцид титану Ti_5Si_3, тоді як з підвищенням вмісту карбіду бору в вихідної шихті до 4-5% основною фазою сплаву стає вже карбід титану TiC, зростає інтенсивність ліній моноборидy титану, з'являються піки карбосиліцідної фази Ti_3SiC_2.

Ключові слова: *металоматричний сплав, гідрид титану, феросилікомарганець, термічний синтез, лігатура, фазоутворення, карбід, борид, силіцид, інтерметалід.*

О.В. Супрун, Г.А. Баглюк, А.В. Широков

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРО И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TiH_2-Fe-Si-Mn С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ B_4C

Представлено влияние карбида бора на структуру и свойства многокомпонентного титаноматричного композита при термическом синтезе. Показано, что использование в качестве легирующей добавки ферросиликомарганца приводит к его активному взаимодействию с гидридом титана, которое сопровождается диссоциацией с образованием сложной гетерофазной системы, преобладающими фазами которой являются карбид титана TiC, силицид Ti_5Si_3, интерметаллид Mn_5Ti, моноборид титана и карбосилицидная фаза. При этом, в композитах, спеченных из шихты с 2 % карбида бора превалирующей фазой являются силицид титана Ti_5Si_3, тогда как с повышением содержания карбида бора в исходной шихте до 4-5 % основной фазой сплава становится уже карбид титана TiC, возрастает интенсивность линий моноборида титана, появляются пики карбосилицидной фазы Ti_3SiC_2.

Ключевые слова: *металломатричний сплав, гидрид титана, ферросиликомарганец, термический синтез, лигатура, фазообразование, карбид, борид, силицид, интерметаллид.*

Introduction

In recent years titanium powder metallurgy has been increasingly used in many high-tech industries: as structural and functional materials in aeronautical and aerospace engineering, chemical, transport and power engineering due to their unique physico-mechanical and operational properties [1]. The properties of titanium powders vary considerably depending on the method of their preparation, which, first of all, is due to the presence of impurities.

In recent years multi-component alloying has been used for expanding the application of titanium alloys, improve their heat resistance and durability while maintaining sufficient ductility, which provide a fundamentally new material with a wide range of properties [2,3].

The mechanical properties of the composite depend on the mechanical characteristics of the matrix phase of titanium. Addition of modifiers in small amount (Boron, Iron, Silicon, Manganese,

© O. Suprun, G. Bagliuk, O. Shirokov

Molybdenum, Carbon,) replaces the main parameters of the crystallization process in the melt, which leads to a changes in the structure and properties of titanium [4].So, study of the features alloying of a metal matrix composite based on titanium after reaction synthesis is actual.

Addition into a titanium alloy of solid disperse inclusions significantly increases their tribotechnical characteristics in a friction nodes.

The introduction of boron is most effective in terms of increasing wear resistance caused by the formation of solid boride eutectic inclusions. Boron carbide interacts with titanium, which ensures the activation of sintering processes due to the occurrence of exothermic reactions. Also, it's a source of boron and carbon, forming, respectively, solid dispersed inclusions of carbides and borides, which increase the impact strength and wear resistance of the material. These particles also have a modifying effect on the structure of titanium alloys. Borides and carbides of titanium are formed at the boundaries of the initial dendritic cells at the end of crystallization [5].

At the same time, it's advisable to parallel alloying with other elements that increase physical and mechanical properties. Ferromanganese silicon (FMS) includes the best quality elements that are part of its composition. In addition, in the liquid state iron and manganese don't enter into a chemical reaction with each other and completely dissolve mutually. Introduction to the material FMS during the synthesis leads to the active interaction of FMS with titanium, which is accompanied by the dissociation of FMS, with the subsequent formation of the corresponding solid and wear-resistant silicide phases of titanium.

The purpose of this work is to study the effect of boron carbide amount on structure and phase formation after reaction synthesis of a multi-component titanium matrix composite which contain iron, silicon, manganese and boron carbide.

Materials and Methods

Commercial titanium hydride (TiH_2), ferromanganese silicon (FMS) and boron carbide powders were used as starting materials. Synthesis and condensation powders were conducted in accordance with the following procedure. The starting powders were mixed, in a planetary mill within 12 minutes. We used the output batches of three component compositions:

I – 65 % TiH2 – 35 % FeSiMn – 2 % B4C,

II – 65 % TiH2 – 35 % FeSiMn – 4 % B4C,

III – 65 % TiH2 – 30 % FeSiMn – 5 % B4C.

Formation of the compacts was carried out in a steel collapsible mold under the pressure of 800 MPa.

At the same time, an effective approach to obtain sintered titanium based materials is used of titanium hydride TiH_2 powder instead of conventional metal titanium powder. Such substitution provides considerable activation of diffusion upon sintering and gives the opportunity to purify the material owing to action of atomic hydrogen evolved from crystal lattice of titanium hydride on vacuum heating [6]. Due to hydrogen effect on the material, the unique structural conditions of sintered titanium alloys possessing high physics and mechanical properties are formed [7, 8]. Also, the use of TiH_2 as raw material leads to cost-efficiency, because of titanium hydride is cheaper than conventional titanium powders.

The reaction synthesis was performed in vacuum furnacein two successive stages: heating to 600^0C within 30 min (to remove the main amount of hydrogen) and further heating to 1250^0C within1 h. The density of samples after thermal synthesis was determined by the method of hydrostatic weighing. The micrographs of all sample surfaces were observed by were observed by XJL-17AT optical microscope. Local X-ray spectrum analysis was performed by JEOL Supperprobe 733 microprobe with ultrasonic cleaning of the fracture surface. The phase composition of themaster alloy was X-ray analyzed using a DRON-3M diffractometer with a Cu-Kα-radiation (λ = 0,15418) source in the range of $10 \div 90^0$ angles with step-by-step scanning. Hardness measurement of sintered samples was carried out using the Rockwell method.

Results and Discussion

There is a noticeable volume decrease in dimensions during the thermal synthesis of alloys obtained from mixtures of titanium hydride, ferromanganese silicon and boron carbide powders as a result of his highly developed surface of these powders. They are compacting during sintering at a higher rate than those that have a large reserve of surface energy. In addition, another reason for the volumetric changes in the sintering of these mixtures is the mutual displacement of adjacent titanium particles with the formation of silicide layers Ti_5Si_3 between them by reactive diffusion of silicon into titanium [9].

The structure of sintered alloys from the TiH_2–FMS-B_4C mixture has a significant residual porosity and some amount of β-phase, which uniformly distributed in the α-phase (matrix) (Fig.1)

© O. Suprun, G. Bagliuk, O. Shirokov

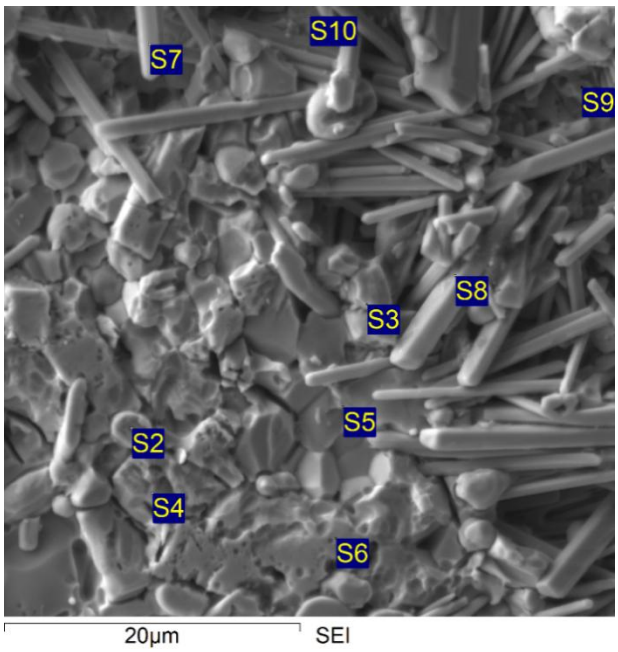


*Fig. 1.***Microstructure of sample (65% TiH_2 – 30% FeSiMn – 5% B_4C) after reaction sintering at 1250 ^{0}C**

Table 1

Local micro X-ray analysis of the structural components of the sintered composite

№ Spectrum	Content of Elements,in atomic%					
	C	B	Ti	Si	Fe	Mn
S2	13,15	6,27	75,18	-	-	-
S3	4,75	6,44	64,64	20,4	-	2,2
S4	3,45	3,43	68,14	22,59	-	1,9
S5	3,33	4,84	60,89	3,86	3,89	17,96
S6	2,54	4,14	62,26	3,31	4,15	20
S7	2,76	23,69	73,55	-	-	-
S8	3,75	22,26	73,71	0,17	-	-
S9	3,07	3,63	40,31	3,9	7,46	40,13
S10	2,56	3,09	39,04	5,12	8,13	41,68

According to the results of local X-ray spectrum analysis (Tabl. 1), titanium (coming from the decomposition of titanium hydride) actively interacts with the FMS. This process is accompanied by the dissociation of the FMS and the formation at least 4 structural components: S2 - relatively dispersed globular grains of titanium carbide; S3,S4 - relatively large areas of 20–40 µm in size, which can be identified as titanium silicide; S5, S6, S9, S10 - TiMn intermetallic matrix phase; S7,S8 - needle-like grains of titanium monoboride. Fine-grained TiC phases are formed along grain boundaries of titanium silicide during the reaction synthesis.The distribution of elements in the sintered alloy are shown in Figure 2.

© O. Suprun, G. Bagliuk, O. Shirokov

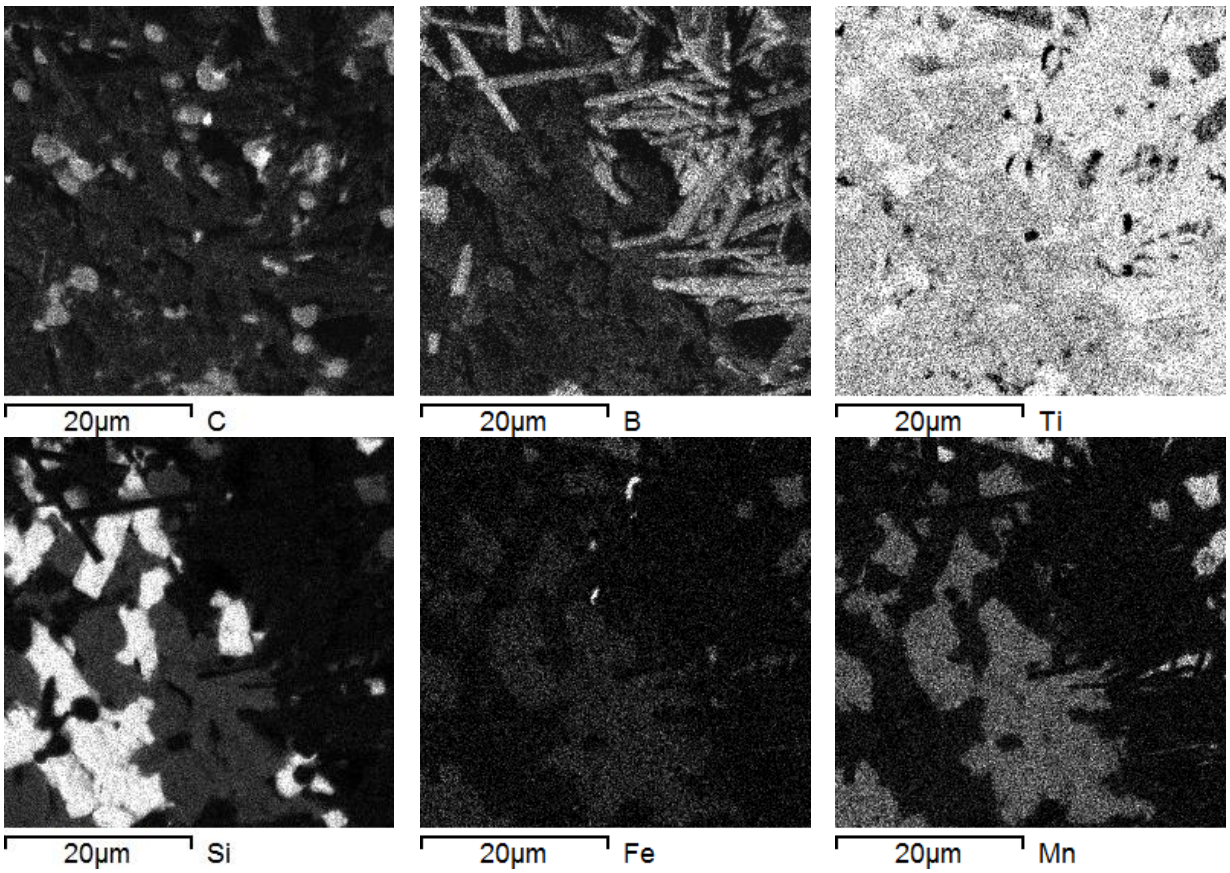
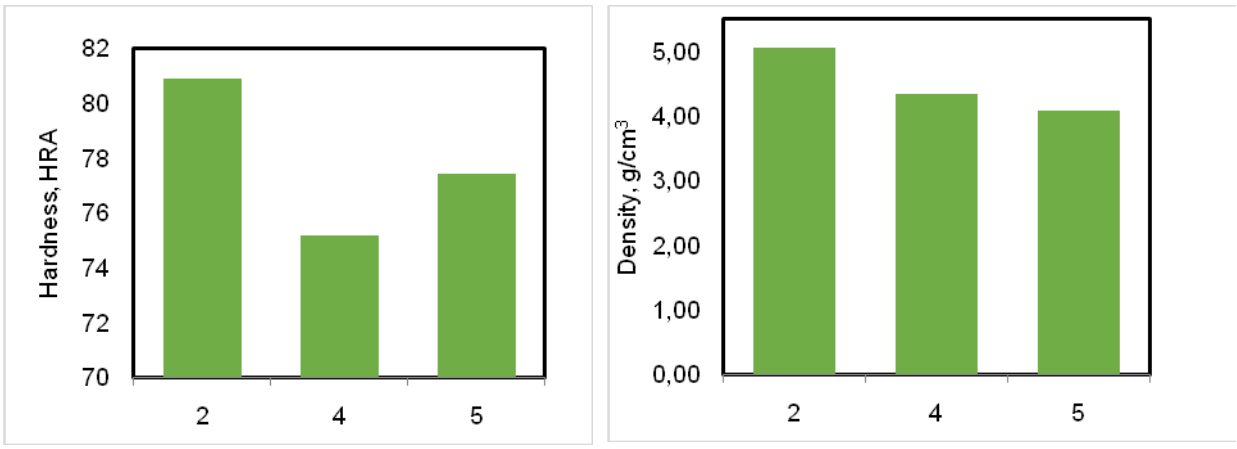


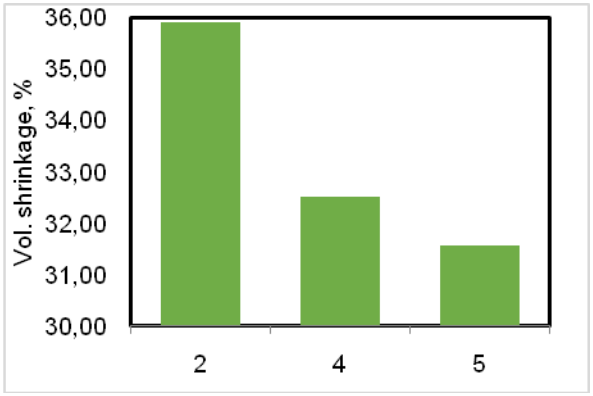
*Fig. 2.***Distribution of elements in synthesizing alloy of the system 65%TiH_2 – 30%FeSiMn – 5%B_4C (images of characteristic X-ray radiation)**

A preliminary assessment of the mechanical properties of synthesized materials showed that the alloys of all three compositions are characterized by relatively high hardness values, good density and high volume shrinkage (Fig. 3). Such indicators of mechanical properties suggest that these materials can be used as materials for tribotechnical purposes with increased resistance to wear. It should be noted that the highest rates of mechanical properties are characterized by an alloy with the smallest amount 2% of boron carbide. Somewhat smaller values of hardness, density and volume shrinkage correspond to alloys with a higher content of boron carbide (4 and 5%), despite the content in them of a large amount of solid high-modulus boride and carbide phases of titanium. Possibly, it may be due to the greater porosity of the composite in comparison with the alloy with a lower solids content.



a b

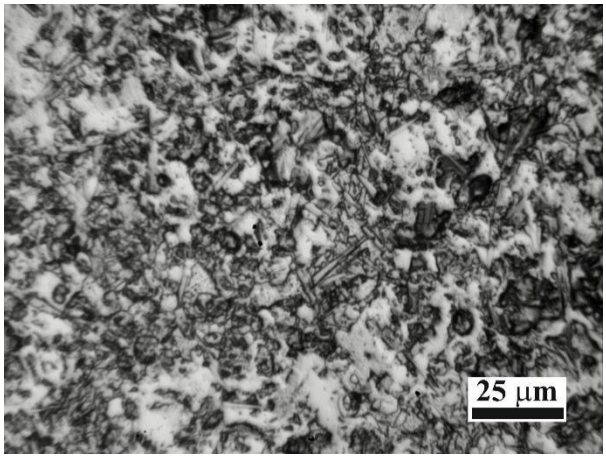
© O. Suprun, G. Bagliuk, O. Shirokov



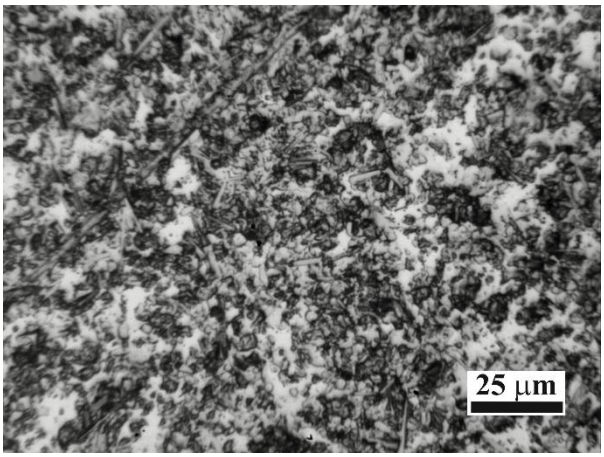
c

Fig. 3. **Influence of the boron carbide content on the hardness (a), density (b) and volume shrinkage (c) of samples**

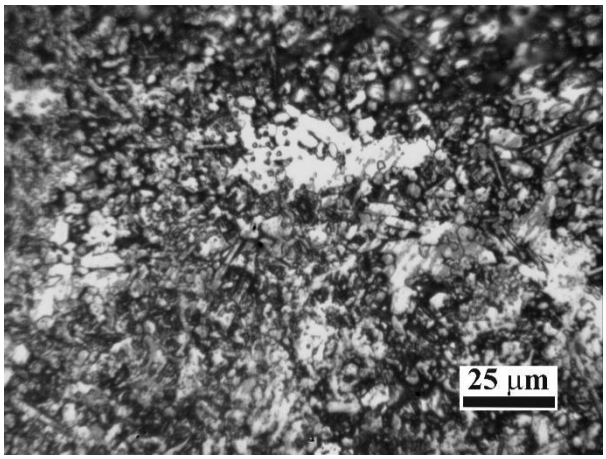
Needle-like inclusions are available on all three samples typical of titanium monoboride. The microstructure analysis of the sintered composites shows that with an increase of the boron carbide content, some refinement of the structure occurs (Fig 4).



a



b



c

*Fig. 4.***Microstructure of alloys after reaction sintering at 1250 ^{0}C:**

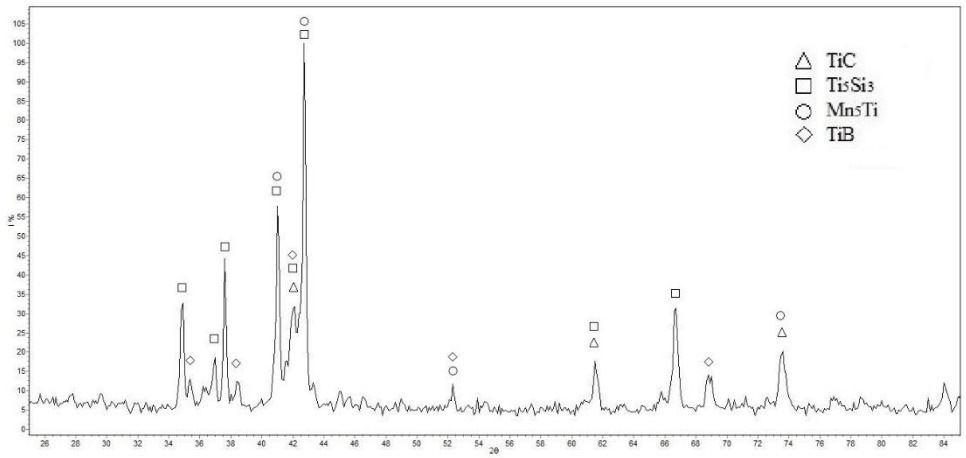
a – 65 % TiH_2 – 35 % FeSiMn – 2 % B_4C;
b – 65 % TiH_2 – 35 % FeSiMn – 4 % B_4C;
c – 65 % TiH_2 – 30 % FeSiMn – 5 % B_4C

According to the results of X-ray phase diffraction analysis of samples sintered at 1250 °C from the initial charge No. 1 with 2% boron carbide, the prevailing phase is titanium silicide Ti_5Si_3. It`s also note the presence of intense peaks of the $TiMn_5$ intermetallic, TiC carbide and TiB monoboride titanium (Fig. 5, a).

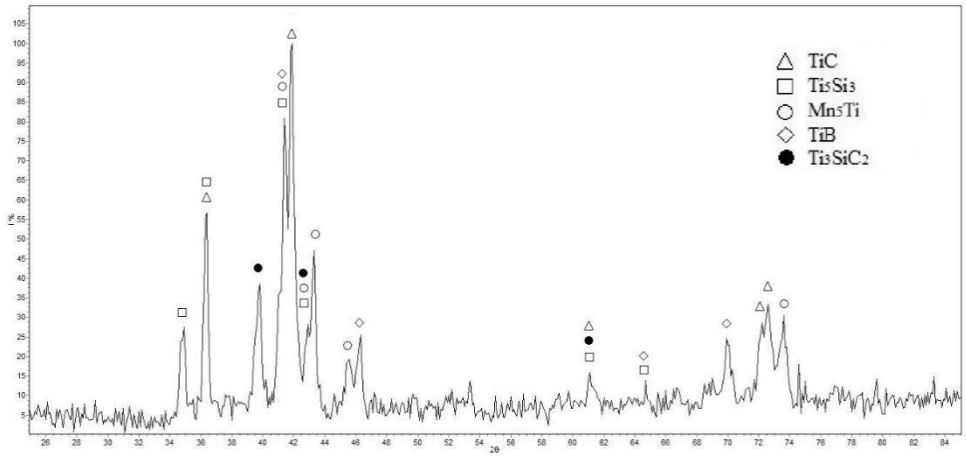
With an increase of boron carbide up to 4% the phase composition in the Fig.5, b is represented by TiC carbide of cubic structure which becomes the main phase of the alloy. The intermetallic phase of Mn_5Ti and the silicide phase of Ti_5Si_3 of hexagonal lattices are allocated along with titanium carbide. The intensity of orthorhombic titanium monoboride increases. In addition to the phases described above, the

peaks of the titanium carbosilicid phase Ti_3SiC_2 appear on the X-ray pattern, probably as a result of the introduction of carbon into the intermetallics of the Ti-Si system.

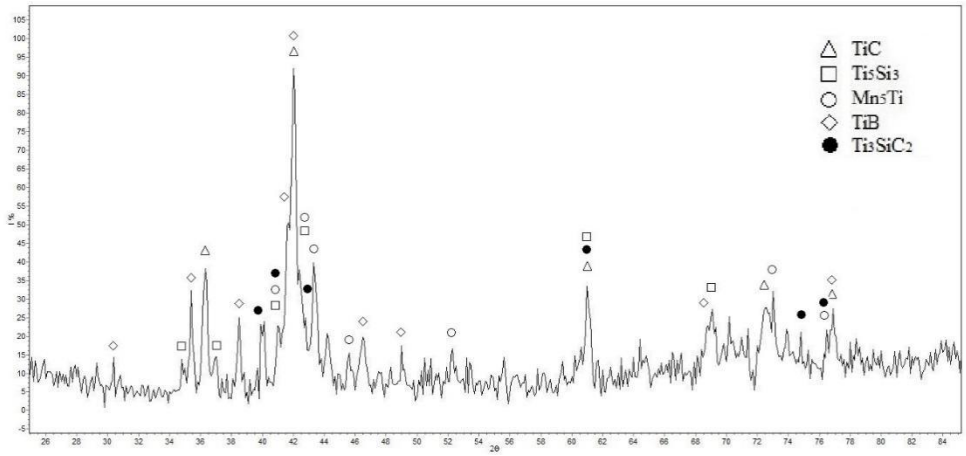
With a further increase of boron carbide in the mixture up to 5% in the synthesized alloy, the intensity of the peaks of orthorhombic titanium monoboride significantly increases. The intensity of the Mn_5Ti intermetallic and Ti_5Si_3 titanium silicide decreases. Additional independent peaks of ternary Ti_3SiC_2 titanium carbosilicid phase appear on the X-ray pattern (Fig. 5, c).



(a)



(b)



(c)

*Fig. 5.***Fragments of X-ray diffraction patterns (CuKα) of synthesized alloys obtained from the charge: 65% TiH_2 – 35% FeSiMn – 2% B_4C (a); 65% TiH_2 – 35% FeSiMn – 4% B_4C (b) and 65% TiH_2 – 30% FeSiMn – 5% B_4C (c)**

© O. Suprun, G. Bagliuk, O. Shirokov

Conclusions

During the work it was shown that TiH_2 actively interacts with FMS during a process of the thermal synthesis. This process is accompanied by the dissociation of the FMS and the formation of a compound multiphase system where main phases are TiC, TiB, Ti_5Si_3, Mn_5Ti and a ternary Ti_3SiC_2 phase.

It was established that the main phase of the alloy with a content of 2% boron carbide was a titanium silicide Ti_5Si_3. Increasing the amount of boron carbide to 4-5% leads to the increase of independent lines of orthorhombic titanium monoboride. The main phase of the alloy become titanium carbide.

It`s also note the presence of intense peaks of the TiMn5 intermetallic, TiC carbide and TiB monoboride titanium.

In the X-ray spectrum along with titanium carbide Mn_5Ti intermetallic phase of and the Ti_5Si_3 titanium silicide phase stand out in the composite. And also the peaks of the Ti_3SiC_2 titanium carbosilicid phase appear on the X-ray pattern.

References

1. Thermomechanical Response of Particulate-Reinforced Powder Metallurgy Titanium Matrix Composites—A Study Using Processing Map / [B. Liu, Y.P. Li, H. Matsumotoa and oth.]. // Mater. Sci. Eng. A. – 2010. - Vol. 527,. - Pp. 4733–4741.

2. Firstov S.A., Gorban' V.F., Krapivka N.A., Pechkovskiy E.P., Danilenko N.I., Karpets M.V. (2010). Mekhanicheskiye svoystva mnogokomponentnogo titanovogo splava [Mechanical properties of a multicomponent titanium alloy]. *Problemy prochnosti - Strength Problems*, 5, 187–198.

3. Gorban' V.F., Krapivka N.A., Burka M.P. (2008). Vysokoprochnyy litoy β-titanovyy splav [High-strength cast β-titanium alloy]. *Sovremennyye problemy fizicheskogo materialovedeniya - Modern Problems in Physical Materials Science*,17, 126–139.

4. Suprun O.V., Baglyuk G.A. (2018). Vliyaniye legirovaniya na strukturu i svoystva metallomatrichnogo kompozita na osnove titana [Influence of alloying on the structure and properties of a metal matrix composite basis of titanium]. Proceedings from MIIM ’18: III Vserossiyskoy nauchno-prakticheskoy molodezhnoy konferentsii s mezhdunarodnym uchastiyem «Sovremennyye tekhnologii kompozitsionnykh materialov» - The III *All-Russian Scientific-Practical Conference with International Participation* «*Modern Technologies of Composite Materials*». (pp. 93-97). Ufa: Bashkir State University [in Russian].

5. Gaysin R.A. (2015). Vliyaniye goryachey deformatsii na strukturu i mekhanicheskiye svoystva legirovannykh borom titanovykh splavov [Effects of hot deformation on the structure and mechanical properties of boron-doped titanium alloys]. *Candidate’s thesis*. Ufa: IMSP RAS [in Russian].

6. Ivasishin O.M., Demidik A.N., Savvakin D.G. (1999). Ispol'zovaniye gidrida titana dlya sinteza alyuminidov titana iz poroshkovykh materialov[Use of titanium hydride for the synthesis of titanium aluminides from powder materials]. *Poroshkovaya metallurgiya - Powder Materials*, 9/10, 3–70 [in Russian].

7. Biba E.G. (2016). Formuvannya strukturi ta mekhaníchnikh vlastivostey konstruktsíynikh titanovikh splaviv pid chas aktivovanogo spikannya poroshkiv gidridu titanu [Structure formation and mechanical properties of construction titanium alloys during activated sintering of titanium hydride powders]. *Candidate’s thesis*. Kiev: Igor Sikorsky KPI [in Ukrainian].

8. Ivasishin O.M., Bondarchuk O.B., Gumenyak M.M., Savvakin D.G. (2011). Poverkhnevi yavishcha pri nagrívanní poroshku gidridu titanu [Surface phenomena in the heated powder titanium hydride]. *Fizika i khimiya tverdogo tila - Physics and Chemistry of Solid* , 4, 900-907 [in Ukrainian].

9. Korosteleva Ye.N., Pribytkov G.A., Gurskikh A.V. (2009) Ob’yemnyye izmeneniya i formirovaniye struktury pri tverdofaznom spekanii poroshkovykh smesey titan-kremniy [Bulk changes and structurization in solid-phase sintering of titanium–silicon powder mixtures]. *Poroshkovaya metallurgiya - Powder Materials*, 1/2, 11 – 17 [in Russian].

Стаття надійшла до редакції 10.05.2019

© O. Suprun, G. Bagliuk, O. Shirokov

УДК 693.542

М.Г. Сур'янінов, Т.В. Маковкіна
Одеська державна академія будівництва та архітектури

АНАЛІТИЧНІ І ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВІЛЬНИХ КОЛИВАНЬ СТАЛЕФІБРОБЕТОННИХ БАЛОК

Досліджено вільні коливання залізобетонних та фібробетонних балок з однаковим армуванням стрижневий арматурою і різним відсотком фібрового армування. Для експериментальних досліджень розроблений стенд, тестування якого виконано на металевій двотаврової балці і показало незначне розходження спектра частот з його теоретичним значенням. При випробуваннях залізобетонних та фібробетонних балок ця розбіжність виявилося вельми істотною. Аналітичні значення частот були визначені трьома способами — за алгоритмом ЧА МГЕ, за аналітичними формулами і методом скінченних елементів у програмі ANSYS. У всіх аналітичних розрахунках враховувалася наявність стрижневий арматури шляхом обчислення наведеного моменту інерції поперечного перерізу. Стверджується, що впливає на відхилення аналітичних і експериментальних результатів некоректна динамічна модель армованої балки, яка на сьогоднішній день є загальноприйнятою, але не дозволяє якісно і кількісно виявити всі чинники, що впливають на спектр власних частот коливань залізобетонних та фібробетонних балок.

Ключові слова: *балка, вільні коливання, спектр частот, експеримент, метод граничних елементів, залізобетон, фібробетон.*

Н.Г. Сурьянинов, Т.В. Маковкина
Одесская государственная академия строительства и архитектуры

АНАЛИТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СВОБОДНЫХ КОЛЕБАНИЙ СТАЛЕФИБРОБЕТОННЫХ БАЛОК

Исследованы свободные колебания железобетонных и фибробетонных балок с одинаковым армированием стержневой арматурой и разным процентом фибрового армирования. Для экспериментальных исследований разработан стенд, тестирование которого выполнено на металлической двутавровой балке и показало незначительное расхождение спектра частот с его теоретическим значением. При испытаниях железобетонных и фибробетонных балок это расхождение оказалось весьма существенным. Аналитические значения частот были определены тремя способами — по алгоритму ЧА МГЭ, по аналитическим формулам и методом конечных элементов в программе ANSYS. Во всех аналитических расчетах учитывалось наличие стержневой арматуры путем вычисления приведенного момента инерции поперечного сечения. Утверждается, что причиной расхождения аналитических и экспериментальных результатов является некорректная динамическая модель армированной балки, которая на сегодняшний день является общепринятой, но не позволяет качественно и количественно выявить всех факторы, влияющие на спектр собственных частот колебаний железобетонных и фибробетонных балок.

Ключевые слова: *балка, свободные колебания, спектр частот, эксперимент, метод граничных элементов, железобетон, фибробетон.*

M.H. Surianinov, T.V. Makovkina
Odessa State Academy of Civil Engineering and Architecture

ANALYTICAL AND EXPERIMENTAL RESEARCH OF FREE VIBRATIONS OF FIBER-REINFORCED CONCRETE BEAMS

The free oscillations of reinforced concrete and fiber-reinforced concrete beams with the same reinforcement with bar reinforcement and different percentages of fiber reinforcement were investigated. For experimental studies, a test bench was developed, which was tested on a metal I-beam and showed a slight discrepancy in the frequency spectrum with its theoretical value. When testing reinforced concrete and fiber-reinforced concrete beams, this discrepancy turned out to be very significant. The analytical values of the frequencies were determined in three ways — by the NABEM algorithm, by analytical formulas and by the finite element method in the ANSYS program. In all analytical calculations, the presence of bar reinforcement was taken into account by calculating the reduced moment of inertia of the cross section. It is argued that the reason for the discrepancy between analytical and experimental results is an incorrect dynamic model of a reinforced beam, which is generally accepted today, but does not allow to qualitatively and quantitatively reveal all factors affecting the spectrum of natural frequencies of vibrated concrete and fiber-reinforced concrete beams.

Key words: *beam, free vibrations, frequency spectrum, experiment, boundary element method, reinforced concrete, fiber concrete.*

Введение. Появление и широкое распространение современных инженерных компьютерных программ, основанных, как правило, на методе конечных элементов, открыло новые возможности для численного моделирования процессов деформирования конструкций в условиях статических и динамических внешних воздействий. При этом реальный материал, обладающий определенными физико-механическими свойствами, заменяется некоторой математической моделью. Получаемые

© Н.Г. Сурьянинов, Т.В. Маковкина

при этом результаты тем точнее, чем лучше принятая математическая модель отражает реальные свойства исходного материала конструкции.

Для использования известных моделей деформирования материалов и их упругих характеристик, а также для разработки новых математических моделей требуются экспериментальные данные о свойствах новых строительных конструкционных материалов, в частности, сталефибробетона.

Изучению поведения бетонов и других строительных материалов при динамическом нагружении посвящено большое количество работ. Однако в силу неполноты, а иногда и противоречивости результатов исследований, с одной стороны, и появления новых материалов — с другой, данная задача остаётся нерешённой. По динамике фибробетонных конструкций публикаций значительно меньше. Поэтому исследования свободных колебаний сталефибробетонных балок представляются актуальными.

Целью данной работы является аналитическое и экспериментальное определение собственных частот и форм колебаний железобетонных и сталефибробетонных балок.

Постановка проблемы. Рассмотрим алгоритм решения этих задач численно-аналитическим методом граничных элементов (ЧА МГЭ). Нужно отметить, что проблема определения частот собственных колебаний упругих систем, несмотря на многочисленность подобных исследований, продолжает оставаться актуальной задачей. Связано это с недостатками существующих методов. Так, классические методы строительной механики позволяют определять точный спектр частот собственных колебаний, но частотные уравнения этих методов содержат точки разрывов 2-го рода [1].

Однако этот спектр является точным только в рамках допущений, принятых при выводе дифференциальных уравнений колебаний. И именно эти допущения, как показали наши экспериментальные исследования, да и работы других авторов, нельзя применять безоговорочно, абстрагируясь от материала конструкции. Это касается конструкций, изготовленных из любых материалов, но в первую очередь — таких неоднородных по своей структуре материалов, как бетон и фибробетон.

Существующие теории расчета бетонных и железобетонных конструкций [2] практически не учитывают сложность этой структуры. Еще хуже обстоят дела с фибробетонными конструкциями [3, 4].

Общеизвестно широкое и, как правило, эффективное применение метода конечных элементов. Но и здесь есть проблема — при решении иногда появляются фиктивные частоты и пропускаются действительные [5]. Это происходит вследствие замены заданной расчетной схемы на основную схему [6]. В МКЭ частоты определяются из векового уравнения [7], где спектр частот, во-первых, ограничен, во-вторых, неточен из-за замены системы с бесконечным числом степеней свободы на систему с конечным числом степеней свободы. Аналогичные недостатки имеются и у других методов.

Численно-аналитический метод граничных элементов[8, 9] позволяет отбросить недостатки существующих методов и решать задачи динамики на качественно более эффективном уровне. В частности, удаётся получать точный спектр частот в рамках принятых допущений, в частотном уравнении отсутствуют точки разрывов 2-го рода, исключается появление фиктивных и пропуск действительных частот и т.п.

Результаты исследования. При собственных колебаниях граничные параметры стержневых элементов будут отличны от нуля, поскольку все элементы любой системы совершают движение. Это обстоятельство лежит в основе вида частотного уравнения при использовании ЧА МГЭ. В соответствии с алгоритмом преобразования уравнений метода [8, 9] все неизвестные статические и кинематические граничные параметры стержневой системы связаны уравнением

$$\bar{A}_* \vec{X}_* = -\vec{B}, \qquad (1)$$

где $\bar{A}_*$ — квадратная матрица граничных значений фундаментальных ортонормированных функций с компенсирующими элементами, описывающими топологию системы. При собственных колебаниях вектор нагрузки $\vec{B} = 0$, и уравнение (1) принимает вид

$$\bar{A}_* \vec{X}_* = 0. \qquad (2)$$

© Н.Г. Сурьянинов, Т.В. Маковкина

Однородная система линейных алгебраических уравнений имеет нетривиальное решение $\vec{X}_* \neq 0$ тогда и только тогда, когда определитель матрицы фундаментальных функций $\bar{A}_*$ равен нулю, т.е.

$$\left|\bar{A}_*\right| = 0. \tag{3}$$

Уравнение (3) является трансцендентным частотным уравнением МГЭ, корни которого дают полный спектр собственных частот колебаний системы. В отличие от других существующих методов, определитель (3) содержит лишь систему фундаментальных функций, что позволяет упростить поиск частот собственных колебаний. Интервал, содержащий корень уравнения (3), фиксируется при изменении знака определителя или при его стремлении к нулю.

После определения корней уравнения (3) можно найти формы собственных колебаний. Для этого частоту собственных колебаний необходимо подставить в аргументы фундаментальных функций матрицы $\bar{A}_*$,а затем решать уравнение (2) при единичном значении одного или нескольких параметров вектора $\vec{B}$.

Поиск частот собственных колебаний связан с приведением матрицы $\bar{A}_*$ к верхнему треугольному виду. По мере роста частот собственных колебаний, растут и абсолютные величины диагональных элементов этой треугольной матрицы. Поэтому верхняя граница спектра частот по ЧА МГЭ зависит от возможностей компьютера, что в настоящее время означает весьма большой спектр доступных для определения частот.

Дифференциальное уравнение поперечных колебаний стержня постоянной жесткости после разделения переменных имеет вид

$$EIy^{IV}(x) - m\omega^2 y(x) = q(x) \tag{4}$$

при начальных параметрах

$$y(0); y'(0) \equiv \varphi(0); EIy''(0) = -M(0); EIy'''(0) = -Q(0).$$

Решение сформированной задачи Коши в матричной форме запишется так:

$$\begin{bmatrix} EIy(x) \\ EI\varphi(x) \\ M(x) \\ Q(x) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & -A_{13} & -A_{14} \\ \lambda^4 A_{14} & A_{11} & -A_{12} & -A_{13} \\ -\lambda^4 A_{13} & -\lambda^4 A_{14} & A_{11} & A_{12} \\ -\lambda^4 A_{12} & -\lambda^4 A_{13} & \lambda^4 A_{14} & A_{11} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} EIy(0) \\ EI\varphi(0) \\ M(0) \\ Q(0) \end{bmatrix} - \int_0^x \begin{bmatrix} A_{14}(x-\xi) \\ A_{13}(x-\xi) \\ -A_{12}(x-\xi) \\ -A_{11}(x-\xi) \end{bmatrix} q(\xi) d\xi, \tag{5}$$

где фундаментальные ортонормированные функции и элементы вектора нагрузки принимают вид

$$A_{11} = \frac{ch\lambda x + \cos\lambda x}{2};\ A_{12} = \frac{sh\lambda x + \sin\lambda x}{2\lambda};$$

$$A_{13} = \frac{ch\lambda x - \cos\lambda x}{2\lambda^2};\ A_{14} = \frac{sh\lambda x - \sin\lambda x}{2\lambda^3};\ \lambda = \sqrt[4]{\frac{m\omega^2}{EI}}.$$

В приведенных здесь выражениях, как и в формулах для определения собственных частот, полученных другими методами, предполагается вычислять момент инерции для исходных геометрических параметров поперечного сечения балки без учета ее армирования. Между тем, характер армирования приводит к изменению момента инерции, а, значит, оказывает влияние на все динамические параметры балки. Такой момент инерции называется приведенным, и методика его вычисления приводится в многочисленной литературе по железобетону.

Исследованы собственные частоты колебаний железобетонной балки и трёх сталефибробетонных балок с разным процентом фиброво армирования. Армирование всех балок стержневой арматурой было одинаковым (рис. 1).

© Н.Г. Сурьянинов, Т.В. Маковкина

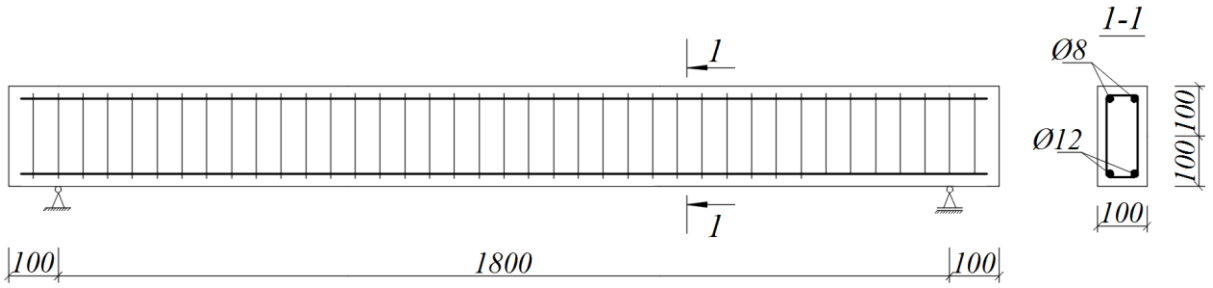


Рис. 1. **Армирование железобетонной и сталефибробетонных балок стержневой арматурой**

Для проведения экспериментальных исследований разработан специальный испытательный стенд $MODAL-2$, конструкция которого включает в себя блок питания, предварительный усилитель, делитель-ограничитель (необходим для согласования усилителя с компьютером, а также для защиты аналогового входа от перегрузок), пьезодатчик, осциллограф и персональный компьютер.

Для тестирования работы стенда исследовались свободные колебания стальных балок разной длины с шарнирным опиранием по концам и одинаковым поперечным сечением ―двутавр №20. Для таких балок частоты собственных колебаний легко определить аналитическим путем. Расхождение аналитических и экспериментальных результатов не превысило 2 %, что позволяет сделать вывод о возможности использования стенда для дальнейших исследований.

В ходе основной части эксперимента определению подлежали собственные частоты и амплитуды колебаний железобетонной и фибробетонных балок. В табл. 1 приведены экспериментальные данные по первым трем частотам для всех четырех балок.

Затем эти же частоты были определены тремя способами ― по изложенному алгоритму ЧА МГЭ, по аналитическим формулам и методом конечных элементов в программе ANSYS 17.1 [10]. Численная реализация разработанных алгоритмов ЧА МГЭ выполнена в пакете Scilab [11].

Таблица 1

Экспериментальные и аналитические результаты

Материал	Частота, c^{-1}	Эксперимент	Аналитический расчет		
			По формулам [6]	ЧА МГЭ	ANSYS
Бетон	ω_1	2019,23	1130,15	1129,74	1126,55
	ω_2	8432,80	4520,64	4518,98	4516,41
	ω_3	19420,23	10171,44	10165,70	10161,32
Фибробетон, 0,5 %	ω_1	2218,81	1243,08	1242,35	1239,67
	ω_2	9311,80	4972,35	4970,42	4968,88
	ω_3	21278,90	11187,79	11182,19	11180,64
Фибробетон, 1,0 %	ω_1	2201,96	1228,60	1227,76	1225,89
	ω_2	9419,03	4914,43	4910,05	4908,73
	ω_3	21354,62	11057,48	11051,87	11049,11
Фибробетон, 2,0 %	ω_1	2208,12	1217,14	1216,37	1214,77
	ω_2	9234,91	4868,53	4864,47	4861,89
	ω_3	21335,54	10954,19	10946,31	10945,16

Во всех аналитических расчетах учитывалось наличие стержневой арматуры путем вычисления приведенного момента инерции поперечного сечения, который для исследуемых балок оказался в 1,87 раза больше, чем момент инерции без учета арматуры. Наличие фибры

© Н.Г. Сурьянинов, Т.В. Маковкина

оказало крайне незначительное влияние на величину приведённого момента инерции, поэтому в аналитических расчётах не учитывалось.

Результаты аналитических расчетов приведены в табл. 1.

Выводы. Анализ табл. 1 свидетельствует о хорошей сходимости результатов, полученных двумя аналитическими методами и методом конечных элементов. Корректность работы предложенной конструкции испытательного стенда $MODAL-2$, предназначенного для определения собственных частот, форм и амплитуд колебаний подтверждена тестовыми испытаниями стальной двутавровой балки, для которой при определении первых трех частот спектра максимальное расхождение с теоретическими значениями составило 2,06 %. При испытаниях железобетонных и фибробетонных балок это расхождение оказалось весьма существенным – примерно в два раза.

Такое отличие, на наш взгляд, объясняется некорректностью используемой динамической модели армированной балки. Очевидно, что линейное дифференциальное уравнение свободных колебаний балки, которое лежит в основе всех аналитических и численных методов, нельзя использовать в случае железобетона и фибробетона, необходима разработка новой модели, учитывающей специфику работы этих материалов.

1. Строительная механика. Динамика и устойчивость сооружений / Под ред. А.Ф. Смирнова. – М.: Стройиздат, 1984. – 415 с.

2. Пецольд Т.М. Железобетонные конструкции. Основы теории, расчёта и конструирования / Т.М. Пецольд, В.В. Тур. –Издательство БГТУ, Брест, 2003. – 380 с.

3. Рабинович Ф.Н. Композиты на основе дисперсно-армированных бетонов. Вопросы теории и проектирования, технология, конструкции: монография / Ф.Н. Рабинович. – М.: Изд-во АСВ, 2004. – 560 с.

4. Harvinder Singh Steel Fiber Reinforced Concrete: Behavior, Modelling and Design – Springer, 2017. – 172 p.

5. Оробей В.Ф. Моделирование задач динамики стержневых систем методами граничных и конечных элементов / Оробей В.Ф., Сурьянинов Н.Г., Лазарева Д.В.–Изв. вузов. Строительство. –2006. – №7. – с. 98-102.

6. Безухов Н.И., Лужин О.В., Колкунов Н. Устойчивость и динамика сооружений. – М.: Высшая школа, 1987. – 264 с.

7. Масленников А.М. Расчет строительных конструкций численными методами. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. – 225 с.

8. Дащенко А.Ф. Численно-аналитический метод граничных элементов / А.Ф. Дащенко, Л.В. Коломиец, В.Ф. Оробей, Н.Г. Сурьянинов — Одесса: ВМВ, 2010. — В 2–х томах. — Т.1. — 416 с. — Т.2. — 512 с.

9. Оробей В.Ф. / Основные положения численно-аналитического варианта МГЭ. — Труды Санкт-Петербургского политехнич. ун-та / В.Ф. Оробей, Н.Г. Сурьянинов— Инженерно -строительный журнал. — № 4 (22). — СПб, 2011. — С. 33-39.

10. Алексеев Е. Р. Scilab: Решение инженерных и математических задач / Е. Р. Алексеев, О. В. Чеснокова, Е. А. Рудченко. — М.: ALT Linux; БИНОМ. Лаборатория знаний, 2008. — 269с.

11. Федорова Н.Н. Основы работы в ANSYS 17 / Н.Н. Федорова, С.А. Вальгер, М.Н. Данилов, Ю.В. Захарова — М.: ДМК Пресс, 2017. — 210 с.

Стаття надійшла до редакції 17.04.2019

© Н.Г. Сурьянинов, Т.В. Маковкина

УДК 539.926:627.527

М.С. Хома[1], Є.Ф. Перепльотчіков[2], Х.Б. Василів[2], В.А. Винар[1], І.О. Рябцев[2], Н.Б. Рацька[1], В.Р. Івашків[1]

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України [1]

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [2]

КОРОЗІЙНІ І ТРИБОКОРОЗІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТЬ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА, НІКЕЛЮ І ХРОМУ У СЕРЕДОВИЩАХ, ЩО МІСТЯТЬ СІРКОВОДЕНЬ, ХЛОРИДИ ТА АМІАК

Досліджено характеристики корозії і трибокорозії сплаву на основі системи Fe-Ni-Cr-B, отриманого плазмовим наплавленням. Найменша швидкість корозії сплаву у розчині 3% NaCl+NH_3, у NaCl + H_2S вища у ~2 рази, у 3% NaCl – утричі. При терті у 3% NaCl зношування відбувається внаслідок механічного стирання і розчинення матеріалу. У 3% NaCl+NH_3 виявлено високу швидкість формування вторинних структур на поверхні після її активації тертям, що сприяє збільшенню зносу. У 3% NaCl+H_2S на поверхні тертя формуються вторинні структури, які сприяють зниженню коефіцієнта тертя. Виявлено кореляцію між коефіцієнтами тертя і потенціалами трибокорозії.

Ключові слова: *плазмово-порошкове наплавлення, корозія, трибокорозія, сірководень, хлориди, аміак.*

М.С. Хома[1], Є.Ф. Перепльотчиков[2], Х.Б. Василив[2], В.А. Вынар[1], И.А. Рябцев[2], Н.Б. Рацкая[1], В.Р. Ивашкив[1]

Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины [1]

Институт электросварки им. Е.А. Патона НАН Украины [2]

КОРРОЗИОННЫЕ И ТРИБОКОРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВІ ЖЕЛЕЗА, НИКЕЛЯ И ХРОМА В СРЕДАХ, СОДЕРЖАЩИХ СЕРОВОДОРОД, ХЛОРИДЫ И АММИАК

Исследованы характеристики коррозии и трибокорозии сплава на основе системы Fe-Ni-Cr-B, полученного плазменной наплавкой. Минимальная скорость коррозии сплава в растворе 3% NaCl + NH_3, в NaCl + H_2S выше в ~ 2 раза, в 3% NaCl - втрое. При трении в 3% NaCl износ происходит вследствие механического истирания и растворения материала. В 3% NaCl + NH_3 выявлена высокая скорость формирования вторичных структур на поверхности после ее активации трением,что способствует увеличению износа. У 3% NaCl + H_2S на поверхности трения формируются вторичные структуры, снижающие коэффициент трения. Выявлена корреляция между коэффициентами трения и потенциалами трибокорозии.

Ключевые слова: *плазменно-порошковая наплавка, коррозия, трибокоррозия, сероводород, хлориды, аммиак.*

M.S. Khoma[1], E.F. Pereplotchikov[2], Kh.B. Vasyliv[2], V.A. Vynar[1], I.A. Ryabtsev[2], N.B. Ratska[1], V.R. Ivashkiv[1]

Karpenko Physico-Mechanical Institute of NAN of Ukraine[1]

Paton institute of electric welding of NAN of Ukraine[2]

CORROSION AND TRIBOCORROSION PROPERTIES OF PLASMA COATINGS ON THE BASE OF IRON, NICKEL AND CHROMIUM IN ENVIRONMENTS WHICH CONTAIN HYDROGEN SULFIDE, CHLORIDE AND AMMIAC

Corrosion and tribocorrosion of Fe-Ni-Cr-B alloy, obtained by plasma surfacing, have been investigated. The smallest corrosion rate of an alloy is in a solution of 3% NaCl + NH_3, in NaCl + H_2S is ~ 2 times higher, in 3% NaCl is three times higher. Wear at the friction in 3% NaCl occurs due to mechanical abrasion and dissolution of the material. Secondary structures are formed on the surface at the friction in 3% of NaCl + NH_3 and 3% NaCl + H_2S. It increases the wear in the first case and reduces it in the second one. The correlation between coefficients of friction and potentials of tribocorrosion is revealed.

Key words: *plasma-powder surfacing, corrosion, tribocorrosion, hydrogen sulfide, chlorides, ammonia.*

Постановка проблеми. Одночасний вплив корозійно-агресивного середовища і механічного зношування за різних умов контактної взаємодії призводить до виникнення особливого виду зношування: корозійно-механічного. Воно є причиною зниження довговічності багатьох деталей обладнання і споруд у нафтовій, газовій, нафтохімічній промисловості, наприклад, запірних елементів арматури, торцевих ущільнень, підшипників ковзання тощо [1-5].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. За одночасної дії корозії і зносу відбувається зміна хімічного складу, морфології, рельєфу та інших характеристик контактуючих рухомих поверхонь. При цьому загальний рівень трансформації матеріалу не визначається сумою окремо взятих корозії і зносу. Він або вищий, що свідчить про синергетичну взаємодію корозійного і механічного чинників, або нижчий, що ілюструє їх антагоністичний взаємовплив [3].

© М.С. Хома, Є.Ф. Перепльотчіков, Х.Б. Василів, В.А. Винар, І.О. Рябцев, Н.Б. Рацька, В.Р. Івашків

При терті в корозивному середовищі відбувається пошкодження пасивної плівки механічним зносом, що призводить до її локального потоншення або руйнування та оголення металу. Як правило, плівка самовільно відновлюється шляхом окислення металу, що часто супроводжується його корозійним розчиненням. Водночас зміна поверхневих властивостей і накопичення продуктів зносу в контакті може змінити трибологічні умови і, таким чином, зменшити чи збільшити швидкість механічного зносу [6].

Швидкість механічного пошкодження плівки залежить в першу чергу від трибологічних параметрів (навантаження, швидкості, твердості, шорсткості поверхні тощо), а швидкість відновлення пасивної плівки регулюється хімічними і електрохімічними параметрами (хімічним складом середовища, засобами перенесення маси, pH, електрохімічними властивостями металу, переважаючим потенціалом) [3,6].

Швидкість локальних процесів депасивації і репасивації разом з втратою металу від зносу визначають загальну швидкість трибокорозії. Вивчення цих процесів передбачає комплексні механічні, електрохімічні та матеріалознавчі дослідження.

Багатокомпонентні сплави на основі заліза, нікелю і хрому, отримані методом плазмово-порошкового наплавлення, застосовують для підвищення зносо-, корозійної та трибокорозійної стійкості деталей. Зокрема даним способом відновлюють поверхні запірних шиберів та інших деталей нафтогазовидобувного обладнання [9,10]. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено плазмове покриття на основі системи Ni-Fe, яке відзначається високою зносотривкістю на повітрі і може бути перспективним для застосування в умовах трибокорозії [7,8]. Для вивчення властивостей наплавлених шарів необхідно знати їх характеристики за умов експлуатації в різних середовищах.

Постановка завдань. Метою даної роботи було вивчення корозійних та трибокорозійних властивостей плазмового покриття на основі системи Ni-Fe у середовищах, що містять сірководень, хлориди та аміак.

Методики експериментальних досліджень. Для наплавлення використовували універсальну установку ОБ2184 на базі апарату А1756, розроблену у ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Плазмово-порошкове наплавлення здійснювали на зразках зі сталі 20 розміром 160×40×20 мм. Режим наплавлення: струм 250…300 А, подача порошку 3 кг/год, швидкість наплавлення 6 м/год, розмах коливань плазмотрона 24 мм, їх частота 45 $хв^{-1}$. Витрати транспортувального, плазмоутворювального та захисного газів (аргон в усіх випадках) відповідно 3; 2 і 12 л/хв. Наплавлені за цих умов валики мали ширину 25…35 мм і висоту 6,0…6,6 мм за двошарового наплавлення. Хімічний склад порошку для наплавлення наведено у табл. 1.

Таблиця 1.

Хімічний склад порошку для плазмово-порошкового наплавлення

Елементи	C	Cr	Si	Mn	Ni	Fe	B
Концентрація, мас %	0,8	18	3,5	≤ 1,0	35	35	2,5

Трибологічні дослідження виконували на установці тертя зі зворотно-поступальним рухом індентора за схемою кулька–площина. Контртіло – керамічна кулька (Al_2O_3) діаметром 9 мм. Прикладене нормальне навантаження 10 Н, довжина доріжки тертя 16 мм, швидкість переміщення індентора 0,003 м/с. Зразки для досліджень полірували до шорсткості R_z = 2,5 мкм.

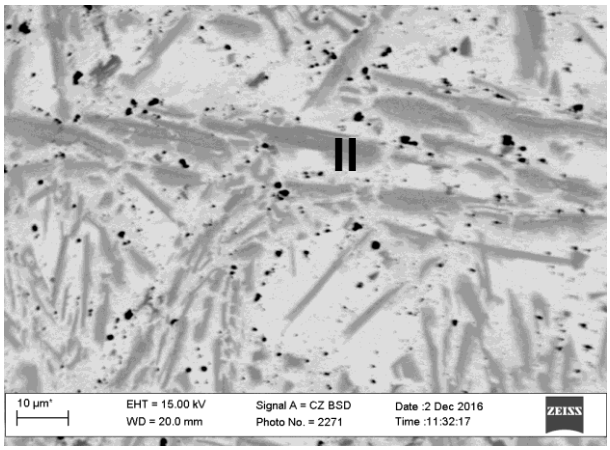
Мікроструктуру поверхонь вивчали на скануючому електронному мікроскопі EVO 40XVP із системою мікрорентгеноспектрального аналізу з використанням енергодисперсійного спектрометра INCA ENERGY 350.

Електродні потенціали досліджуваних зразків, які були робочими електродами, у корозивних середовищах вимірювали відносно насиченого хлоридсрібного електроду порівняння. Допоміжний електрод платиновий. Середовища для корозійних та трибокорозійних випробувань: вільноаерований 3% розчин NaCl; pH 7; 3% розчин NaCl + 0,025% (NH_4OH); pH 9-10; 3% розчин NaCl + H_2S(нас), pH 4.

Експериментальні результати та їх обговорення. У результаті плазмового наплавлення отримано гетерогенне покриття (рис.1). Воно складається з аустенітної основи I з концентрацією нікелю до 70% (рис.1), складової II, збагаченої хромом (~65%) та точкових включень III розміром до 2 мкм, основними компонентами яких є вуглець (~48%), залізо (~14%) і нікель (~31,8%). Мікротвердість складової, збагаченої хромом, на 30…70% вища, ніж аустенітної, що може бути пов'язано з присутністю карбідів хрому Cr_3C_2. Скретч-аналіз показав, що фаза, збагачена нікелем,

© М.С. Хома, Є.Ф. Перепльотчіков, Х.Б. Василів, В.А. Винар, І.О. Рябцев, Н.Б. Рацька, В.Р. Івашків

пластичніша, ніж хромовмісна, оскільки ширина подряпини на ній на третину більша, ніж на поверхні темнішої складової через пластичне витіснення матеріалу. [1].



Складова	I	II	III
Si	6,22	-	
C	2,66	-	48
Cr	2,63	64,56	
Fe	18,06	28,54	14
Ni	69,35	6,90	31,8
Mn	1,07	-	
H_μ, ГПа	7,0…7,5	10,1…12,2	-

Рис. 1. **Мікроструктура і хімічний склад (мас.%.) структурних складових металу, наплавленого порошком дослідного Ni-Fe сплаву**

Завдяки гетерогенній структурі і поєднанню механічних властивостей її складових, плазмове покриття проявляє високу зносотривкість при терті без змащування на повітрі. Під час тертя твердіша складова забезпечує міцність матеріалу, а пластична деформація м'якшої складової сприяє зниженню коефіцієнтів тертя і зносу [1].

Для визначення корозійної стійкості сплаву досліджували його електрохімічні характеристики в розчинах 3% NaCl, 3% NaCl+H_2S та 3% NaCl+NH_3. Згідно аналізу поляризаційних кривих швидкість корозії сплаву у цих середовищах визначають катодні реакції. Найнижчі значення катодних струмів виявлено у середовищі, насиченому аміаком, в сірководневому вони вищі у ~2 рази, у вільноаерованому – утричі. Характер анодних кривих свідчить про утворення нещільних пасивних плівок, які забезпечують часткове гальмування анодних процесів. Після витримки сплаву у 3% NaCl на його поверхні виявлено локальні ділянки корозії розміром до 20 µm (рис.3а), що містять оксиди металів. У розчині 3% NaCl+H_2S на поверхні утворюються несуцільні плівки, що містять сульфіди і оксиди, насамперед на зернах фаз із низькою концентрацією хрому (рис.3б). Корозійні зміни на поверхні сплавів після витримки у розчині 3% NaCl+NH_3 незначні, що пов'язано зі стійкістю основних компонентів у лужному середовищі (рис.3в). В цілому, корозія поверхні сплаву незначна і має вибірковий характер, що пов'язано з гетерогенністю структури і виникненням локальних гальванопар між її елементами. Мікроелектрохімічна гетерогенність сплаву в цілому не перевищує 0,20…0,075 В, хоча в окремих точках досягає 0,265 В (рис.4).

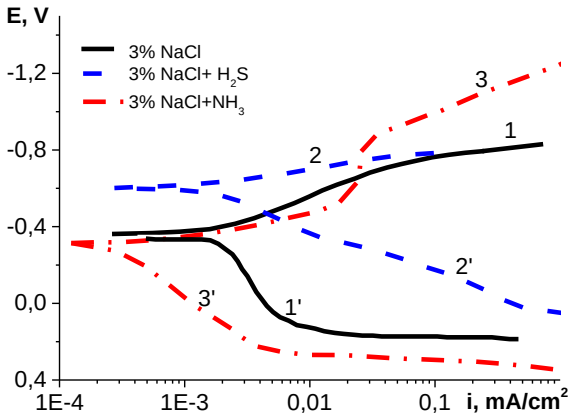


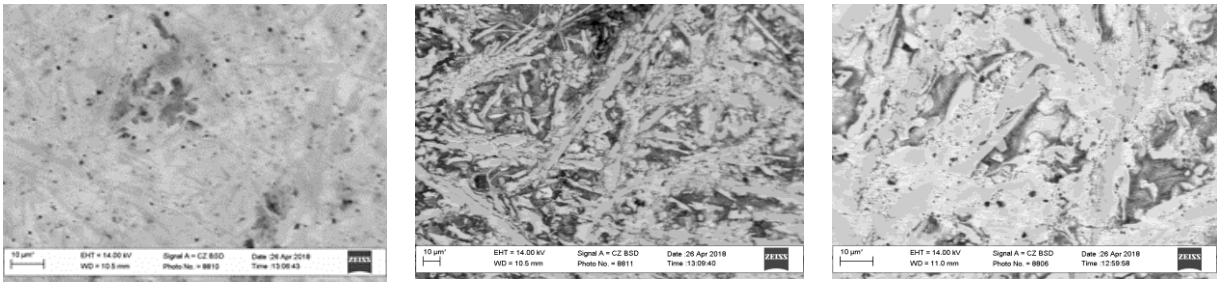
Рис.2. **Поляризаційні криві сплаву, отримані у корозійних середовищах: 1,1' – у 3% NaCl; 2,2'- у 3% NaCl+H_2S; 3,3'- у 3% NaCl+NH_3.**

© М.С. Хома, Є.Ф. Перепльотчіков, Х.Б. Василів, В.А. Винар, І.О. Рябцев, Н.Б. Рацька, В.Р. Івашків

Таблиця 2.

Характеристики катодних та анодних процесів на поверхні наплавлених шарів у 3% розчині NaCl

Середовище	$i_{анод}$; mA/cm^2	$i_{катод}$; mA/cm^2
3% NaCl	$1{,}9\cdot10^{-3}$	$1{,}5\cdot10^{-3}$
3% NaCl+H_2S	$1{,}6\cdot10^{-3}$	$1{,}1\cdot10^{-3}$
3% NaCl+NH_3	$4{,}5\cdot10^{-4}$	$4{,}7\cdot10^{-4}$



а) б) в)

Рис. 3. **Поверхні сплаву, після короткочасної витримки у корозійних середовищах а – у 3% NaCl; б – у 3% NaCl+H_2S; в – у 3% NaCl+NH_3.**

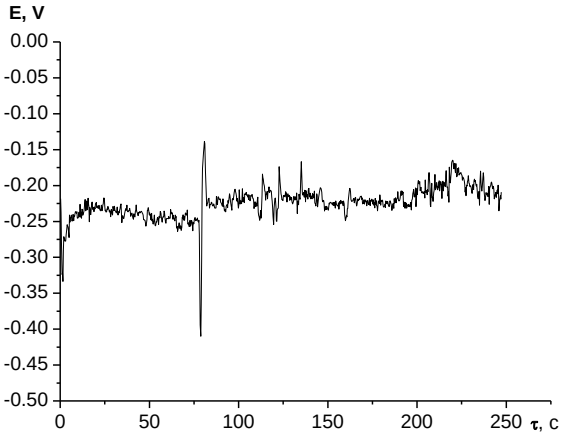


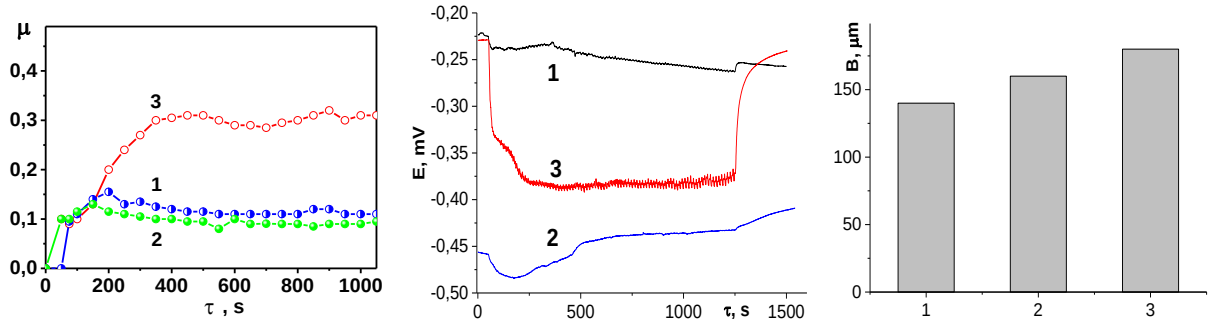
Рис. 4. **Мікроелектрохімічна гетерогенність плазмово-порошкового сплаву.**

Трибокорозійні характеристики сплаву визначали за реверсивного руху в розчинах 3% NaCl; 3% NaCl+H_2S; 3% NaCl+NH_3. У 3% розчині NaCl коефіцієнти тертя сплаву стабільні протягом всього часу випробувань і не перевищують ~0,12 (рис.4,а). Ширина доріжки зносу не перевищує 140 мкм. На початку тертя виявлено зміщення електродних потенціалів поверхні в катодну ділянку до 0,02…0,03 В внаслідок механічного стирання плівок і активації поверхні. Під час притирання (протягом 350 с) зафіксовано незначне зміщення потенціалів в анодну ділянку, а за усталеного тертя – в катодну. Після припинення фрикційної взаємодії електродні потенціали поверхні зростають на 0,01 В внаслідок відновлення пасивних плівок.

У розчині сірководню коефіцієнти тертя стабільні і не перевищують 0,1. Ширина доріжки тертя ~160 мкм. При терті упродовж перших 2…3 хв електродний потенціал відхиляється в катодну ділянку на ~0,05 В, після чого поступово зміщується в анодну, що пов'язано з формуванням вторинних структур на поверхні тертя. Флуктуації електродних потенціалів за один період тертя несуттєві.

У розчині аміаку коефіцієнти тертя протягом перших 300…400 с поступово зростають до μ=~0,40, після чого стабілізуються. Електродні потенціали поверхні з початком тертя зміщуються в сторону катодних значень на 0,15...0,20 В. Протягом кожного циклу реверсивного тертя вони зазнають флуктуацій з амплітудою 0,005…0,01 В, що свідчить про високу швидкість формування вторинних структур на поверхні після її активації тертям. Ширина доріжки зносу найвища і становить ~180 мкм.

© М.С. Хома, Є.Ф. Перепльотчіков, Х.Б. Василів, В.А. Винар, І.О. Рябцев, Н.Б. Рацька, В.Р. Івашків



а) б) в)

Рис. 5. **Зміна коефіцієнтів тертя (а), електродних потенціалів поверхні тертя (б) та ширина доріжки тертя (в) сплаву у розчинах 3% NaCl (1), 3% NaCl+H_2S (2), 3% NaCl+ NH_3 (3).**

У результаті проведених досліджень виявлено кореляцію між зміною коефіцієнтів тертя і потенціалами трибокорозії сплаву. Значне зміщення потенціалу при активації пасивної плівки і його коливання у процесі тертя свідчать про високу швидкість формування вторинних структур і визначальний вплив корозійного чинника при терті. Несуттєве зміщення потенціалу корозії з початком тертя і його стабільність під час тертя зумовлено низькою швидкістю хімічних процесів і переважаючим впливом механічного чинника.

Таким чином, при терті сплаву у 3% розчині NaCl швидкість репасивації поверхні низька, тому знос визначається механічним стиранням і розчиненням металу. При терті в 3% розчині NaCl+NH_3 домінуючим є вплив корозійного чинника. Коливання потенціалів корозії свідчить про високу швидкість формування вторинних структур на поверхні після її активації тертям. Нестабільність структури на поверхні тертя сприяє підвищенню коефіцієнта тертя і збільшенню зносу.

Постійне зростання значень електродних потенціалів при терті у 3% розчині NaCl+H_2S свідчить про формування на поверхні вторинних структур, які сприяють зниженню коефіцієнта тертя. Ймовірно, це сульфідні фази, які при терті відіграють роль твердої змазки [1,2].

Висновки

1. Швидкість корозії сплаву у корозійних середовищах визначають катодні реакції. Найнижчі значення катодних струмів виявлено у розчині, насиченому аміаком, в сірководневому вони вищі у ~2 рази, у вільноаерованому – утричі. Характер анодних кривих свідчить про утворення нещільних пасивних плівок, які забезпечують часткове гальмування анодних процесів.
2. Виявлено кореляцію між коефіцієнтами тертя і потенціалами трибокорозії покриття. Значне зміщення потенціалу при активації пасивної плівки і його коливання у процесі тертя свідчать про високу швидкість формування вторинних структур і визначальний вплив корозійного чинника при терті. Несуттєве зміщення потенціалу корозії з початком тертя і його стабільність під час тертя зумовлено переважаючим впливом механічного чинника.
3. При терті сплаву у 3% NaCl швидкість репасивації поверхні низька, тому зношування відбувається внаслідок механічного стирання і розчинення матеріалу. При терті в 3% NaCl+NH_3 виявлено високу швидкість формування вторинних структур на поверхні після її активації тертям. Нестабільність структури на поверхні тертя сприяє підвищенню коефіцієнта тертя і збільшенню зносу. При терті у 3% NaCl+H_2S на поверхні формуються вторинні структури, які сприяють зниженню коефіцієнта тертя. Ймовірно, це сульфідні фази, які при терті відіграють роль твердої змазки.

Список використаних джерел.

1. Хома М., Головей С., Івашків В., Василів Х., Чучман М., Рацька Н. Вплив природи сульфідовмісних плівок на характер корозії та наводнювання сталей різної структури в хлорид-ацетатному розчині. – Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів / Спецвипуск журналу «Фізико-хімічна механіка матеріалів». – №12. – Львів. Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України, 2018 – С. С.9-13.

2. M.S. Khoma, V.R. Ivashkiv, M.R. Chuchman, Ch.B. Vasyliv, N.B. Ratska, B.M. Datsko Corrosion cracking of ferrite-pearlitic steels of different structure in the hydrogen sulfide environment under static load. - Procedia Structural Integrity. – 13.- 2018. - P. 2184-2189.

3. Landolt D., Mischler S. Tribocorrosion of passive metals and coatings. - Woodhead Publishing Limited, 2011, 554 p.

© М.С. Хома, Є.Ф. Перепльотчіков, Х.Б. Василів, В.А. Винар, І.О. Рябцев, Н.Б. Рацька, В.Р. Івашків

4. Mischler S. Triboelectrochemical techniques and interpretation methods in tribocorrosion: A comparative evaluation. – Tribology International.– 41.– 2008. – P. 573–583.

5. Mischler, S., Spiegel, A., Stemp, M., Landolt, D. Influence of passivity on the tribocorrosion of carbon steel in aqueous solutions. – Wear. – 2001.– 251.–P.1295–1307.

6. Celis, J.-P., Ponthiaux, P., Wenger, F. Tribo-corrosion of materials: Interplay between chemical, electrochemical, and mechanical reactivity of surface. – Wear, 2006.–261.– P.939–946

7. Хома М.С., Перепльотчіков Є.Ф., Василів Х.Б., Винар В.А., Рябцев І.О., Закієв В.І. Плазмово-порошкове наплавлення високолегованих сплавів на основі заліза, хрому і нікелю на низьколеговані конструкційні сталі для підвищення їх зносотривкості. – Фізико-хімічна механіка матеріалів – 2018. – 4. – С.26-31.

8. Гладкий П.В. Переплетчиков Е.Ф., Рабинович В.И. Плазменная наплавка в энергетическом арматуростроении - М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1970. - 36 с.

9. Microstructure and Abrasive-Wear Resistance of the Vibration-Deposited Metal of Core Wires of the Basic Fe–Cr–B System / Voitovych A., Pokhmurs'ka H., Student M., Student O. //Materials Science. -2016. – Volume 52. –Issue 3. –P.365–370.

10. The study of the technology of laser and plasma surfacing of engine valves face made of X40CrSiMo10-2 steel using cobalt-based powders / Klimpel A., Dobrzański L.A., Lisiecki A., Janicki D. – Journal of Materials Processing Technology. –2006. – Vol. 175. – Issue. 1–3. – P. 251-256.

Рецензенти:
Широков Володимир Володимирович, д.т.н., проф., Українська академія друкарства.
Студент Михайло Михайлович, д.т.н., зав. відділу Фізико-механічного інституту ім. Г.В.Карпенка НАН України

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© М.С. Хома, Є.Ф. Перепльотчіков, Х.Б. Василів, В.А. Винар, І.О. Рябцев, Н.Б. Рацька, В.Р. Івашків

УДК 620.197.5:669.788

М.С. Хома, Н.Б. Рацька, Б.М. Дацко, М.В. Чучман, С.А. Галайчак
Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

ВПЛИВ СТРУКТУРИ СТАЛІ 45 НА ЇЇ ОПІРНІСТЬ КОРОЗІЙНОМУ РОЗТРІСКУВАННЮ У СІРКОВОДНЕВОМУ СЕРЕДОВИЩІ

Досліджено корозійну стійкість сталі 45 зі структурами ферито-перліту, сорбіту, трооститу і мартенситу у сірководневому середовищі. Встановлено, що після витримки у розчині NACE впродовж 96 год найвищу опірність корозійному розтріскуванню у сірководневому середовищі має сталь 45 зі структурою сорбіту. Зокрема, швидкість її корозії в 1,3…1,5 разів нижча, глибина корозійних виразок – на 20…80 % менша, а стійкість до корозійного розтріскування - у 2–2,5 рази більша, ніж у сталі з ферито-перлітною, трооститною та мартенситною структурами. На поверхні сорбіту формується досить щільна дрібнодисперсна сульфідовмісна плівка з низькою електрохімічною гетерогенністю, що сприяє підвищенню корозійної тривкості, забезпечує опірність наводнюванню та руйнуванню за корозійного впливу.

Ключові слова: *ферито-перліт, сорбіт, троостит, мартенсит, корозійне розтріскування, сірководень.*

М.С. Хома, Н.Б. Рацкая, Б.Н. Дацко, М.В. Чучман, С.А. Галайчак
Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 45 НА ЕЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ В СЕРОВОДОРОДНОЙ СРЕДЕ

Исследована коррозионная стойкость стали 45 со структурами феррито-перлита, сорбита, троостита и мартенсита в сероводородной среде. Наивысшая сопротивляемость коррозионному растрескиванию в сероводородной среде после выдержки в растворе NACE в течение 96 ч обнаружена в стали 45 со структурой сорбита. В частности, скорость ее коррозии в 1,3 ... 1,5 раза ниже, глубина коррозионных язв - на 20 ... 80% меньше, а устойчивость к коррозионному растрескиванию - в 2-2,5 раза больше, чем у стали с феррито-перлитной, трооститной и мартенситной структурами. На поверхности сорбита формируется достаточно плотная мелкодисперсная сульфидсодержащая пленка с низкой электрохимической гетерогенностью, что способствует повышению коррозионной стойкости, обеспечивает сопротивляемость наводороживанию и разрушению при коррозионном воздействии.

Ключевые слова: *феррито-перлит, сорбит, троостит, мартенсит, коррозионное растрескивание, сероводород*

M.S. Khoma, N.B. Ratska, B.N. Datsko, M.V. Chuchman, S.A. Halaychak
Karpenko Physico-Mechanical Institute of NAN of Ukraine

THE INFLUENCE OF THE STEELS STRUCTURE ON ITS STRESS CORROSION RESISTANCE IN HYDROGEN SULFIDE ENVIRONMENT

The corrosion resistance of steel 45 with structures of ferrite-pearlite, sorbite, troostite and martensite in a hydrogen sulfide environment was studied. The highest resistance to corrosion cracking in a hydrogen sulfide environment after exposure in a solution of NACE for 96 hours was detected in steel 45 with a sorbite structure. In particular, its corrosion rate is 1.3 ... 1.5 times lower, the depth of corrosive ulcers is 20 ... 80% less, and the resistance to corrosion cracking is 2-2.5 times more than that of steel with ferritic-perlite, troostite and martensite structures. A sufficiently dense, fine-dispersed sulfide-containing film with low electrochemical heterogeneity is formed on the sorbite surface, which increase corrosion resistance, resistance to hydrogenation and destruction under corrosion.

Key words: *ferrite-pearlite, sorbite, troostit, martensite, corrosion cracking, hydrogen sulfide.*

Постановка проблеми. Експлуатація обладнання нафтогазовидобувної та переробної промисловості пов’язана із проблемами як загальної корозії, так і сульфідного корозійного розтріскування, тому є небезпека незворотного руйнування металу, що може призводити до аварій. Їх імовірність різко підвищується за присутності у нафті інших корозійно-активних компонентів, зокрема хлористих солей. Крім того, у сірководневому середовищі на поверхні сталі утворюється сульфід заліза, специфічні властивості якого сприяють більш інтенсивному проникненню атомарного водню в метал. В результаті цього за наявності механічних напружень від дії зовнішніх навантажень або залишкових напружень створюються умови крихкого руйнування, характерного для корозійного розтріскування [1–3].

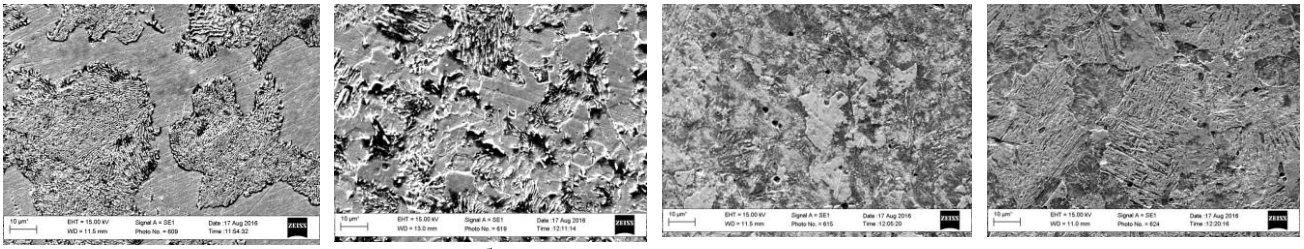
Аналіз останніх досліджень і публікацій. Опірність конструкційних сталей сірководневому корозійному руйнуванню залежить від їх міцності, неоднорідності поверхні, типу структури, яка утворюється після термічної обробки тощо. Багато високоміцних або низьколегованих сплавів, які зміцнені термічною обробкою, можуть руйнуватись при сульфідному розтріскуванні під навантаженням, водночас більшість сплавів можна зробити стійкими до сірководневого корозійно-механічного пошкодження за допомогою термічної обробки [5, 6]. Проте рекомендацій щодо раціональних режимів термообробки деталей нафто- і газопромислового

© М.С. Хома, Н.Б. Рацька, Б.М. Дацко, М.В. Чучман, С.А. Галайчак

обладнання із різних конструкційних сталей, які дозволяють підвищити стійкість до сульфідного розтріскування, недостатньо.

Постановка завдань. Метою роботи було вивчити характер корозії, мікроелектрохімічну гетрогенність та опір корозійному розтріскуванню сталі 45 зі структурами перліту, сорбіту, трооститу і мартенситу в розчині NACE.

Матеріали та методика. Сталь термічно обробляли за режимами: відпал, гартування, високий, середній та низький відпуски. Відпалювали за температури 800°С протягом 0,5 год з подальшим охолодженням з піччю. Внаслідок цього у сталі 45 – одержали ферито-перлітну структуру (рис. 1 *а*). Гартували, витримуючи за 800°С упродовж 0,5 год з охолодженням в оливі. Високий, середній та низький відпуски здійснювали за 650; 450 та 200°С з наступним охолодженням з піччю. Одержали такі структури: сорбіт, троостит, мартенсит (рис. 1 *б–г*). Для металографічних досліджень використовували сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP зі системою мікроаналізу INCA Energy 350 та оптичний мікроскоп МЕТАМ РВ-21, який оснащений камерою із виведенням та фіксацією зображень на моніторі. Глибину корозійного ураження визначали на металографічному шліфі за допомогою мікроскопа. Похибка вимірювання глибини корозійного ураження не більше ± 10%.



а *б* *в* *г*

Рис. 1. **Мікроструктура сталі 45 після термообробки за різних режимів: *а* – ферито- перліт; *b* – сорбіт; *с* – троостит; *d* – мартенсит**.

Характер корозії вивчали у стандартному розчині NACE (5% NaCl + 0,5% $CH_3COOH+H_2S$(нас.), pH 2,9) впродовж 96 год. Швидкість корозії досліджували гравіметричним методом на зразках довжиною 25 мм та діаметром 9 мм у розчині протягом 96 год.

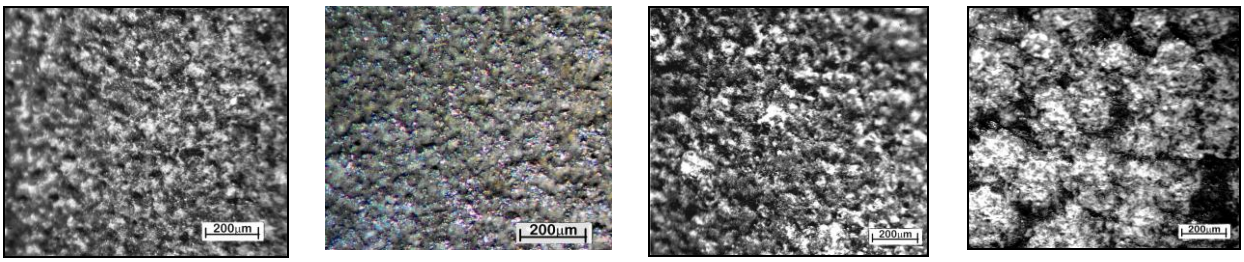
Оцінювали мікроелектрохімічні властивості сталей [4], використовуючи мікроелектрод із капілярним зондом (d≈25–30 мкм), що сканував поверхню зі швидкістю 10 мкм/с у рухомій краплі (d≈50–60 мкм) водного розчину $4{,}5\cdot10^{-2}\%H_2SO_4+0{,}14\%H_2O_2+5{,}0\cdot10^{-6}\%K_2Cr_2O_7$ (МЕХ). Використовували потенціостат ПИ-50-1. Потенціали наведено відносно насиченого хлоридсрібного електрода порівняння. Продукти корозії після витримки у сірководневому середовищі із поверхні сталей не знімали.

Опірність корозійному розтріскуванню досліджуваних матеріалів визначали на стандартних циліндричних зразках діаметром 6,4 мм згідно зі стандартом NACE TM 0177-90 та МР 185-86 під статичним одновісним навантаженням, а вплив досліджуваного середовища на час до руйнування сталі визначали на установці УІП за постійної швидкості деформування зразків (10^{-5} $с^{-1}$).

Результати випробувань.

Після витримки сталі 45 в розчині NACE впродовж 96 год на поверхні формуються сульфідовмісні плівки із задовільною адгезією до основи. На рис. 2 подана зміна морфології поверхні. На сталі з сорбітною структурою сульфідовмісна плівка найбільш рівномірна, має дрібнодисперсну структуру. На поверхні сталей з трооститною та мартенситною структурами виявили грубодисперсні нещільні продукти корозії.

© М.С. Хома, Н.Б. Рацька, Б.М. Дацко, М.В. Чучман, С.А. Галайчак

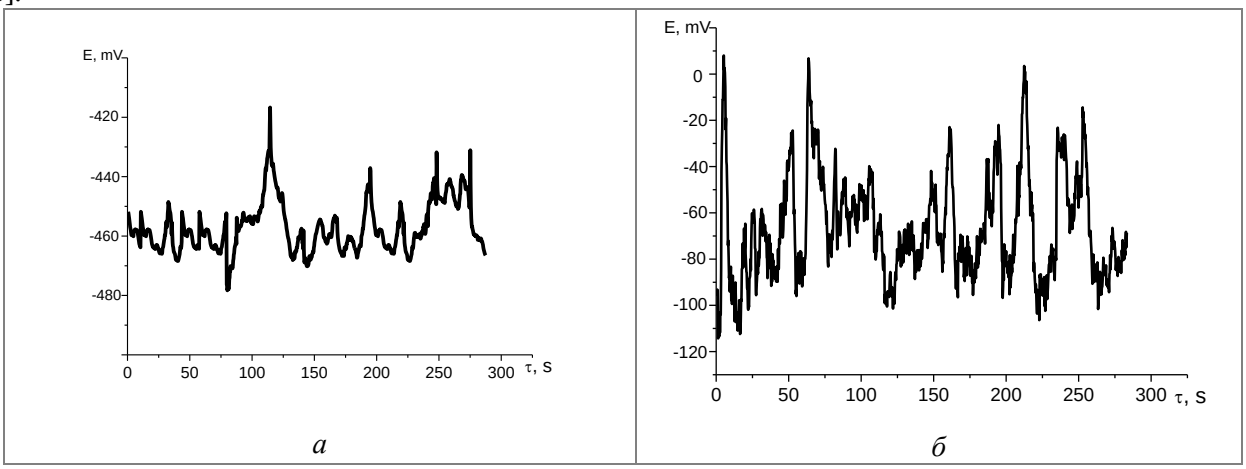


а *б* *в* *г*

Рис. 2. **Морфологія поверхні сталі 45 після корозії в сірководневому середовищі: *а* – ферито-перліт, *б* – сорбіт; *в* – троостит; *г* – мартенсит.**

Складні мікроструктурні зміни на поверхні сталі після корозії у сірковмісному середовищі підтверджено дослідженнями її мікроелектрохімічної гетерогенності [5]. Значення локальних потенціалів вихідної поверхні сталі в ряду її структур змінюються незначно і становлять: для ферито-перліту – 20…55 мВ, для сорбіту – 15…30 мВ, для трооститу – 18…35 мВ, а для мартенситу – 15…30 мВ (рис. 3). Найбільший розкид даних для ферито-перлітної сталі пов'язаний з її двофазною структурою.

Після корозії в сірковмісному середовищі формуються нещільні продукти корозії, тому мікроелектрохімічна гетерогенність сталі зростає для мартенситу в 2–5 рази, у трооститу - в ~7 разів. У сталі з ферито-перлітною та сорбітною структурами мікроелектрохімічна гетерогенність після корозії менша, ніж із трооститною та мартенситною і досягає 30…100 мВ, що свідчить про формування суцільнішої сульфідовмісної плівки (рис.3,б). Усереднені локальні потенціали сталі у вихідному стані та після корозії у сірководневому середовищі суттєво різняться, оскільки відомо що, різниця потенціалів між сульфідвмісними та сталевими електродами становить 100…400 мВ [6].



а *б*

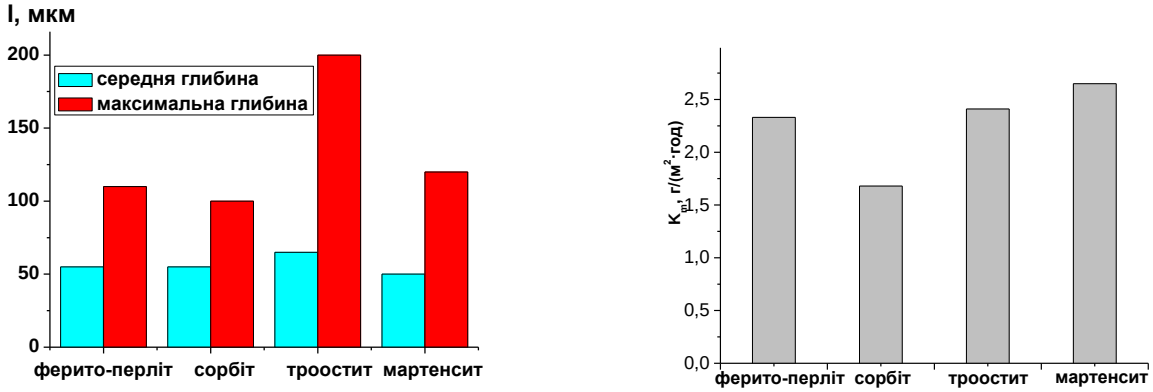
Рис. 3. **Мікроелектрохімічна гетерогенність поверхонь сталі 45 з ферито-перлітною структурою до (*а*) і після корозії у розчині NACE (*б*).**

Оцінюючи корозійну тривкість сталей, визначають зародки корозійних пошкоджень, які з'явилися за даний проміжок часу, їх форму та глибину проникнення. Визначали середню і максимальну глибину корозійних виразок. Після витримки в розчині NACE форма і глибина виразок різна і залежить від структури сталі. Виявлено, що їх середня глибина на поверхні сталі зі структурами ферито-перліту, сорбіту, трооститу та мартенситу відрізняється незначно і є в межах 50…65 мкм. (рис. 3а). Проте на поверхні сталі з ферито-перлітною та сорбітною структурами кількість виразок удвічі більша, ніж на поверхні сталі з трооститною та мартенситною, що опосередковано може свідчити про перехідну форму корозії: між локальною та суцільною.

Найбільші поодинокі виразкові пошкодження зафіксовано на поверхні сталі із структурою трооститу, їх максимальна глибина становить ~200 мкм (рис. 3а). Ці ушкодження максимальної глибини на поверхні сталі з трооститною структурою є більшими на 50 %, ніж на поверхні сталі з сорбітною структурою. Виразкові пошкодження максимальної глибини на поверхні ферито-перлітної та мартенситної сталі менші у 1,6–1,8 рази від трооститної.

© М.С. Хома, Н.Б. Рацька, Б.М. Дацко, М.В. Чучман, С.А. Галайчак

Мінімальні виразкові пошкодження на поверхні сорбітної сталі пов'язані із найнижчою швидкістю її корозії. Зафіксували, що швидкість корозії сорбітної сталі є у ~1,5 рази менша, ніж ферито-перлітної сталі (рис. 3б). Сталь з мартенситною структурою кородує зі швидкістю 2,65 г/(м^2· год), яка на 15% більша за швидкість корозії з трооститною структурою.

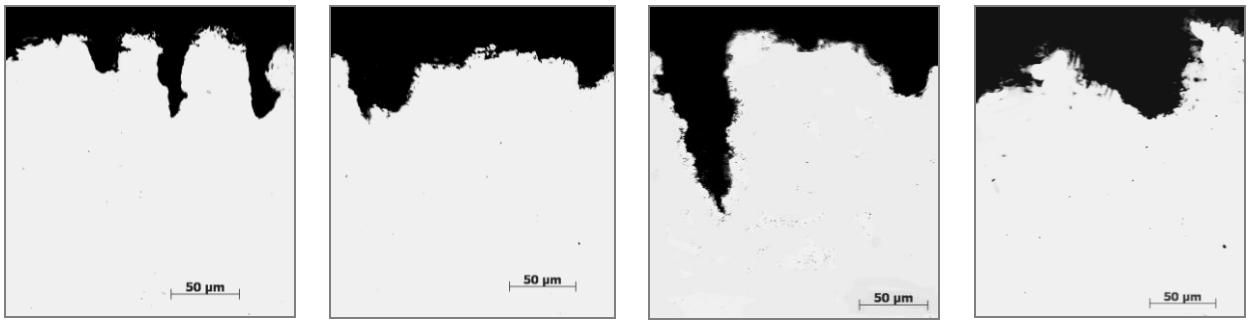


а б

Рис. 3. **Глибина корозійного пошкодження (а) і швидкість корозії (б) сталі 45 зі структурою ферито-перліту, сорбіту, трооститу і мартенситу після витримки в розчині NACE упродовж 96 год.**

Відомо, що у сірководні наводнювання сталей пришвидшується, зокрема у сталях з трооститною структурою його швидкість інтенсивніша, ніж з перлітною та сорбітною, тому ймовірність акумуляції водню у дефектах цієї структури зростає [3].

Корозійні ураження характерної симетричної форми зафіксували на мартенситній та сорбітній сталі 45, проте на сорбітній їх кількість і форма значно менші. Для інших структур пошкодження дрібні, неправильної форми, незначної ширини та досить глибокі (рис. 5). Форма виразок на поверхні сталей пов'язана з особливістю їх структури, зокрема, рівнем напружень, площею границь зерен, кількісним співвідношенням фаз тощо.



а *б* *в* *г*

Рис. 5. **Мікрофотографії корозійних пошкоджень сталі 45 після витримки в розчині NACE впродовж 96 год: *а* – ферито-перліт, *б* – сорбіт; *в* – троостит; *г* –мартенсит.**

Отже, у сірководневому середовищі упродовж 96 год середня глибина виразок на поверхні сталі 45 після різних термічних обробок становить 50…65 мкм, а максимальна – 110…200 мкм.

Отримані дані щодо мікроелектрохімічної гетерогенності та характеру корозії сталі 45 за впливу сірководневого чинника корелюють з результатами щодо її опірності до корозійного розтріскування у розчині NACE (табл.1). У таблиці наведено відношення часу до руйнування зразка на повітрі $\tau_{рп}$ до цього часу у розчині $\tau_{рс}$. Виявили, що найменше відношення $\tau_{рп}$ / $\tau_{рс}$ є у сталі 45 зі структурою сорбіту, що свідчить про стійкість цієї структури в агресивному середовищі.

© М.С. Хома, Н.Б. Рацька, Б.М. Дацко, М.В. Чучман, С.А. Галайчак

Таблиця 1.

Схильність сталі 45 до корозійного розтріскування.

Середовище	Структура сталі	Час до руйнування, хв	$\tau_{рп}$ / $\tau_{рс}$
Повітря	Ферито-перліт	179	
	Сорбіт	101	
	Троостит	125	
	Мартенсит	115	
NACE	Ферито-перліт	57	3,1
	Сорбіт	72	1,4
	Троостит	37	3,4
	Мартенсит	28	4,1

Таким чином, найбільший опір руйнуванню за корозійного впливу сірководневого середовища виявлено у сорбітної сталі, який у 2–2,5 рази більший, ніж ферито-перлітної та трооститної. Найменш стійка до корозійного руйнування сталь зі крихкою структурою мартенситу.

Висновки.

Досліджено корозійну стійкість сталі 45 зі структурами ферито-перліту, сорбіту, трооститу і мартенситу у сірководневому середовищі. Встановлено, що після витримки у розчині NACE впродовж 96 год найвищу опірність корозійному розтріскуванню у сірководневому середовищі має сталь 45 зі структурою сорбіту. Зокрема, швидкість її корозії в 1,3…1,5 разів нижча, глибина корозійних виразок – на 20…80 % менша, а стійкість до корозійного розтріскування - у 2–2,5 рази більша, ніж у сталі з ферито-перлітною, трооститною та мартенситною структурами. На поверхні сорбіту формується досить щільна дрібнодисперсна сульфідовмісна плівка з низькою електрохімічною гетерогенністю, що сприяє підвищенню корозійної тривкості, забезпечує опірність наводнюванню та руйнуванню за корозійного впливу.

Список використаних джерел:

1. Сокол И.Я. Структура и коррозия металлов и сплавов. – М.:Металллургия. –1989. – 400 с.
2. Касаткин Г. Н. Водород в конструкционных сталях – М: Интермет Инжиниринг, 2003. – 336 с.
3. Вплив сульфідів на водневу перенапругу та наводнювання сталі У8 у хлоридно-сірководневих середовищах / М.С. Хома, С.А. Головей, В.Р. Івашків, Х.Б. Василів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – №6. – С. 16–22.
4. Хома М.С., Сисин Г.М. Вплив корозії у середовищах з різним pH на локальні електродні потенціали сталей. – Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – №3. – С. 92–97.
5. Relation between microstructural aspects of AA2024 and its corrosion behaviour investigated using AFM scanning potential technique / P. Campestrini, E. P. M. van Westing, H. W. van Rooijen, J. H. W. de Wi // Corrosion Science. – 2000. – **42**, Issue 11. – P. 1853–1861.
6. Радкевич О.І., Похмурський В.І. Вплив сірководню на роботоздатність матеріалів обладнання газодобувної промисловості // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – №2. – С. 157–169.
7. МСКР-01-85. Методика испытания на стойкость против сероводородного коррозионного растрескивания // М.: Изд-во ГКНТ СССР, 1985. – 4 с.

Рецензенти:

Гелеш А.Б., д.т.н., доцент, Національний університет «Львівська політехніка».

Зінь І. М., д.т.н., зав. відділу Фізико-механічного інституту ім. Г.В.Карпенка НАН України.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2019

© М.С. Хома, Н.Б. Рацька, Б.М. Дацко, М.В. Чучман, С.А. Галайчак

УДК 669.136.9

Ю.Г. Чабак[1], Т.В. Пастухова[1], Н.П. Зайчук[2], Б.В. Ефременко[1], В.Г. Ефременко[1]
ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»[1]
Луцкий национальный технический университет[2]

СТРУКТУРА ЛИТОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА

В статье описана микроструктура, фазовое состояние и фазовый элементный состав литой износостойкой стали с комплексным легированием (5% W, 5% Mo, 5% V, 15% Cr, 2.5% Ti), содержащей 0,9% C и 1,5% B. Установлено, что сталь имеет эвтектическую структуру, состоящую из двух эвтектик: «$(W,Mo,V,Cr,Ti)_2(B,C)_5$+феррит» и «$(Cr,W,Mo,V,Fe,Mn)_7C_3$+аустенит». Первая эвтектика имеет морфологию «Chinese Script», занимая 80% объема стали. Вторая эвтектика имеет розеточную морфологию; ее объемная доля составляет 10 %. Также в структуре содержатся компактные включения карбида ($Ti_{0,25}V_{0,15}W_{0,52}$ $Fe_{0,06}Cr_{0,02}$)C и карбоборидов $M_2(B,C)$, $M(B,C)_2$ на базе титан. Твердость стали составляет 38 HRC, микротвердость эвтектики на базе карбоборидов – 456 HV, на базе карбида хрома – 870 HV.

***Ключевые слова**: мультикомпонентная сталь, бор, бориды, карбобориды, карбиды, эвтектика.*

Ю.Г. Чабак, Т.В. Пастухова, Н.П. Зайчук, Б.В. Єфременко, В.Г. Єфременко

СТРУКТУРА ЛИТОЇ ЗНОСОСТІЙКОЇ СТАЛІ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ БОРУ

У статті описана мікроструктура, фазовий стан і фазовий елементний склад литої зносостійкої сталі з комплексним легуванням (5% W, 5% Mo, 5% V, 15% Cr, 2.5% Ti), що містить 0,9% C і 1,5% B. Встановлено, що сталь має евтектичну структуру, що складається з двох евтектик: «$(W_{1,0}Mo_{0,3}Fe_{0,3}V_{0,2}Cr_{0,2})_2(B_{2,4}C_{2,6})_5$ + ферит» і «$(Cr_2Fe_{2,7}V_{0,9}W_{0,8}Mn_{0,1}Ti_{0,1})_7C_3$+ аустеніт». Перша евтектика має морфологію «Chinese Script», займаючи 80% обсягу сталі. Інша евтектика має розеткову морфологію; її об'ємна частка становить 10%. Також в структурі містяться компактні включення карбіду ($Ti_{0,25}V_{0,15}W_{0,52}$ $Fe_{0,06}Cr_{0,02}$)C і карбоборидів $M_2(B,C)$, $M(B,C)_2$ на базі титану. Твердість сталі становить 38 HRC, мікротвердість евтектики на базі карбоборидів – 456 HV, на базі карбіду хрому – 870 HV.

***Ключові слова:** мультикомпонентна сталь, бор, бориди, карбобориди, карбіди, евтектика.*

Yu.G. Chabak, T.V. Pastukhova, N.P. Zaichuk, B.V. Efremenko, V.G. Efremenko

STRUCTURE OF CAST WEAR RESISTANT STEEL WITH HIGH BORON CONTENT

The article describes the microstructure, phase state and phase elemental composition of cast wear-resistant steel with complex alloying (5 % W, 5 % Mo, 5 % V, 15 % Cr, 2.5 % Ti) containing 0.9 % C and 1.5 % B. The steel is intended for pulsed-plasma deposition of protective coatings. The work is fulfilled using optical microscopy, scanning electron microscopy, EDS-analysis, hardness measurements. It is established that steel has a eutectic structure consisting of two eutectics: «$(W_{1,0}Mo_{0,3}Fe_{0,3}V_{0,2}Cr_{0,2})_2(B_{2,4}C_{2,6})_5$ + ferrite» and «$(Cr_2Fe_{2,7}V_{0,9}W_{0,8}Mn_{0,1}Ti_{0,1})_7C_3$ + austenite». The first eutectic has the "Chinese Script" morphology, occupying 80 % of the steel volume. The second eutectic has a rosette morphology; its volume fraction is 10 %. The structure also contains compact inclusions of carbide ($Ti_{0,25}V_{0,15}W_{0,52}$ $Fe_{0,06}Cr_{0,02}$)C and carboborides $M_2(B,C)$, $M(B,C)_2$ based on titanium. The hardness of the steel is 38 HRC; the microhardness of carboborides -based eutectic is 456 HV, of chromium carbide-based eutectic on the basis of is 870 HV.

***Keywords**: multicomponent steel, boron, borides, carboborides, carbides, eutectics.*

Постановка проблемы. Обеспечение высокой эксплуатационной долговечности деталей машин во многом зависит от правильного выбора материала. Для быстроизнашивающихся металлоизделий эффективным является применение материалов триботехнического назначения, в частности, износостойких сплавов разных систем легирования, включая белые чугуны специального назначения. Несмотря на достигнутые успехи в области триботехники, химический состав и технология обработки этих сплавов продолжают совершенствоваться за счет применения нетрадиционных решений.

Анализ последних исследований и публикаций. К группе износостойких чугунов относятся мультикомпонентные чугуны (МКЧ) (multi-component cast irons), разработанные японскими учеными в середине 1990-х годов [1, 2]. Эти чугуны легированы несколькими сильными карбидообразующими элементами в примерно равной пропорции, что приводит к формированию комплексной структуры, состоящей из аустенитно-карбидных эвтектик на базе карбида M_7C_3 и других карбидов (M_6C, M_2C, MC). Классический мультикомпонентный чугун содержит 2…5 % Cr, 2…5 % V, 2…5 % W, 2…5 % Mo, 2…5 % Co [1…3]. Существуют и другие модификации МКЧ, например, в работах Шимидзу с соавторами [4, 5] описываются структура и свойства чугунов, содержащих (кроме вольфрама, ванадия и хрома) ниобий в количестве 3…5 %. В работе [6] исследованы МКЧ, содержащие 3…5 % Ni. В статьях [1, 7] описывается успешное применение МКЧ при производстве валков горячей и холодной прокатки.

Другим направлением в разработке износостойких сплавов является разработка сплавов с высоким содержанием бора [8, 9]. Эти сплавы содержат карбидообразующие элементы, чаще всего

© Ю.Г. Чабак, Т.В. Пастухова, Н.П. Зайчук, Б.В. Ефременко, В.Г. Ефременко

хром, однако, в отличие от чугунов, углерод в них заменен (полностью или частично) на бор. Количество вводимого бора доходит до 3 %, количество углерода не превышает 1,5 % [10, 11]. Структура таких сплавов содержит боридную (карбоборидную) эвтектики, а матрицей, в зависимости от термообработки, является феррит или мартенсит. Преимуществом высокобористых сплавов является более высокая твердость боридов по сравнению с карбидами, образованными теми же элементами. Это обеспечивает повышенный уровень износостойкости по сравнению с чугунами [12].

Перспективным направлением является объединение обеих перечисленных концепций проектирования износостойких материалов. Речь идет о создании новой группы сплавов – мультикомпонентных сталей с высоким содержанием бора. До настоящего времени такие сплавы не исследованы и не описаны, что оставляет достаточное широкое поле деятельности для исследований. Также представляет интерес изучить возможность применения таких материалов при нанесении импульсно-плазменных износостойких покрытий. Как показано в работах [13, 14], использование белого чугуна и быстрорежущей стали в качестве расходуемого электрода при импульсно-плазменной обработке позволяет создавать покрытия, содержащие большое количество карбидной фазы, что обеспечивает высокий уровень абразивной износостойкости.

Цель работы – исследование структурного и фазового состояния мультикомпонентной стали с высоким содержанием бора, предназначенного для нанесения износостойких покрытий с помощью импульсно-плазменного напыления.

Методика. Сталь номинального состава 0,9% C – 1,5% B – 10% Cr – 5% W – 5% Mo – 5% V – 2,5% Ti была выплавлена в 25-ти килограммовой лабораторной индукционной печи и разлита в песчаную форму. Микроструктуру стали исследовали после травления 4%-м раствором ниталя, применяя оптический микроскоп Nikon Eclipse M200 и электронный сканирующий микроскоп JEOL JSM-6510. Химический состав фазовых составляющих определяли EDS-методом с помощью детектора JEOL JED-2300. Фазовый состав сплава исследовали рентгеноструктурным методом с помощью дифрактометра Rigaku IV Pro в CuK_{α}-излучении; количество феррита и аустенита в матрице стали подсчитывали по методике, изложенной в [15]. Твердость измеряли по методу Роквелла (шкала С), микротвердость – с использованием твердомера Future-Tech FM-300 при нагрузке 20 г. Объемную долю структурных компонентов (карбидов, эвтектических колоний) подсчитывали методом секущих.

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 1 приведено оптическое изображение микроструктуры сплава, полученное при небольшом увеличении, что дает возможность оценить общий характер структуры. Из рис.1, а видно, что сталь имеет эвтектическую структуру, представленную колониями эвтектики с достаточно плотным распределением упрочняющей фазы. Избыточные фазы в виде дендритов твердого раствора или первичных боридных (карбидных) включений выявлены не были. Периферии колоний имеют более разреженный характер, что свидетельствует о радиальном росте колоний из центра кристаллизации.

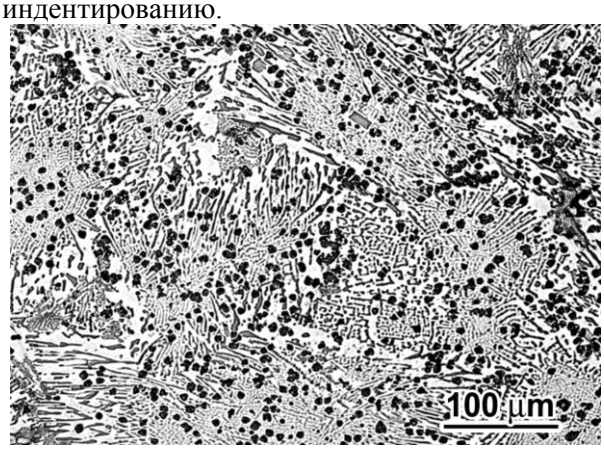
Анализ микроструктуры показал, что большая часть объема сплава занята эвтектикой, вид которой показан на рис. 1, б. Такой характер эвтектики очень схож с эвтектикой «Chinese Script» [16], в которой включения разветвленной фазы формируют рисунок, напоминающий очертание китайских иероглифов. Колония имеет инвертированное строение, т.е. упрочняющие волокна являются разветвленной фазой, а твердый раствор – матрицей. Видно, что рост эвтектической колонии происходил из определенного центра в радиальных направлениях. С удалением от центра ветви колонии расходились в пространстве с одновременным утолщением упрочняющих включений. При разрастании волокна кристаллизовались в виде «трубок» прямоугольного сечения, что особенно четко проявляется в периферийных участках колоний, где толщина стенок таких «трубок» составляет от 0,5 до 2,7 мкм.

Исследование структуры с помощью СЕМ показали, что помимо эвтектики «Chinese Script» в структуре присутствует инвертированная эвтектика иного типа с розеточным распределением разветвленной фазы, имеющей на СЭМ-изображениях более темную окраску (рис.1, в). Подобная морфология эвтектики характерна для высокохромистых чугунов. Кроме эвтектических структурных составляющих, в структуре выявлены компактные включения, равномерно распределенные в объеме сплава (показаны стрелками на рис. 1, б).

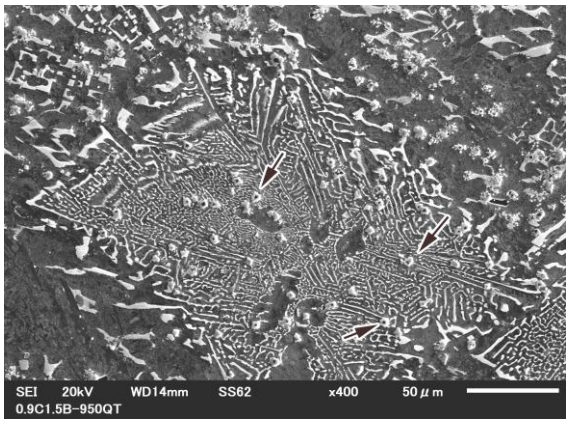
Обработка полученных изображений микроструктур показала, что эвтектика «Chinese Script» занимает 80,4 % площади микрошлифа, а эвтектика розеточного типа – 10,9 %. Доля компактных включений составляет 8,7 %.

Дюрометрические исследования показали, что средняя твердость сплава составляет

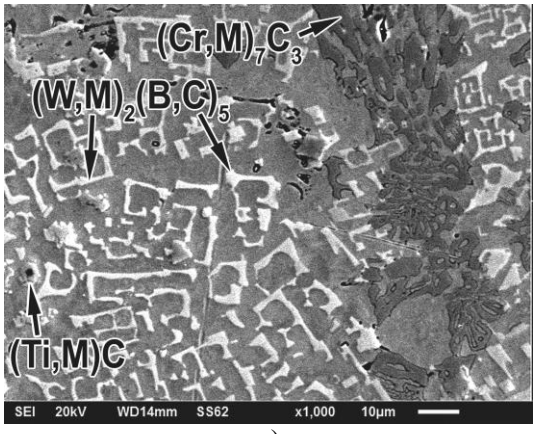
38,2±1,7 HRC. Такой уровень твердости характерен для гетерогенных износостойких сплавов с композиционным типом структуры и относительно мягкой матричной фазой (феррит, аустенит). Микротвердость колоний эвтектики «Chinese Script» составила 456 HV, а розеточной эвтектики – 870 HV. Такое различие в микротвердости объясняется плотностью расположения карбоборидных включений в эвтектике, которая существенно выше во втором случае, что уменьшает «вклад» мягкой матрицы в интегральную твердость участка эвтектики, подвергаемого индентированию.



а)



б)



с)

Рис. 1. **Микроструктура сплава: а – оптический микроскоп; б, в – СЭМ-изображения.**

Результаты рентгеноструктурного анализа сплава представлены в таблице 1. На дифрактограмме были выявлены максимумы, относящиеся к αFe и γFe, т.е. матричная фаза сплава представлена как ферритом, так и аустенитом. Судя по соотношению интенсивностей пиков, доля феррита в матрице составляет 74,9 %, а доля аустенита – 25,1 %. Кроме этих фаз, на дифрактограмме присутствуют линии, относящиеся к боридным и карбидным фазам. Для большинства таких линий не удалось провести четкой идентификации, поскольку различные фазы, которые, судя по химическому составу стали, могут присутствовать в ее структуре, имеют близкие значения d/n. Для более точного определения фазового состава стали применили метод энергодисперсионной спектроскопии, позволивший получить данные о химическом составе фазовых составляющих.

Установлено, что включения в эвтектике «Chinese Script» содержат W, Mo, V, Fe и Cr при более высоком содержании вольфрама (21,83 %) и железа (20,68%) и меньшем содержании других элементов (13,51% Mo; 16,23% V; 12,20% Cr; 0,75%Ti). Марганец входит в состав включения как примесь (0,10%). Также в этих включениях присутствуют бор (10,19%) и углерод (4,52%). Соответствующий рентгеновский спектр включения приведен на рис. 2, а. Среди зафиксированных дифракционных пиков достаточно часто встречаются пики (линии 2…4, 12, 15), которые могут быть отнесены (наряду с другими фазами) и к боридам M_2B_5 (W_2B_5, Mo_2B_5, Ti_2B_5). Учитывая это, а также химический состав включений эвтектики «Chinese Script», можно предположить, что они представляют собой комплексно-легированный карборид $M_2(B,C)_5$. С учетом содержания элементов в карбориде его формула может быть представлена как $(W_{1,0}Mo_{0,3}Fe_{0,3}V_{0,2}Cr_{0,2})_2(B_{2,4}C_{2,6})_5$.

© Ю.Г. Чабак, Т.В. Пастухова, Н.П. Зайчук, Б.В. Ефременко, В.Г. Ефременко

Таблица 1

Результаты рентгеноструктурных исследований

№ лини	Угол 2θ, град.	d/n	Фаза	Интенсивность
1	29,68	3,011	Ti_2B (3,06)	сл.
2	35,04	2,562	Fe_2B (2,56), W_2B_5 (2,58), Mo_2B_5 (2,58)	ср.
3	36,92	2,436	Ti_2B_5 (2,42)	ср.
4	39,88	2,262	W_2B_5 (2,25), Ti_2B_5 (2,26)	оч. сл.
5	43,48	2,082	γFe	С.
6	44,64	2,031	αFe	О. С.
7	46,84	1,941	Ti_2B (1,93)	ср. сл.
8	50	1,825	Cr_7C_3 (1,837), Fe_2B (1,83), Ti_2B (1,83), Cr_2B (1,833)	сл.
9	56,32	1,634	Cr_2B (1,64), Ti_2B (1,62), Fe_2B (1,63)	сл. ср.
10	61,12	1,53	TiC (1,52), V_3B_2 (1,515), MoB_2 (1,53), VB_2 (1,528)	сл.
11	65	1,435	αFe	ср.
12	71,76	1,316	Ti_2B (1,33), W_2B_5 (1,32), Mo_2B_5 (1,30), Ti_2B_5 (1,33)	сл.
13	74,04	1,281	γFe	сл.
14	76,16	1,250	TiC (1,249), Ti_2B_5 (1,26), Cr_5B_3 (1,25), FeB (1,25)	сл. ср.
15	80,2	1,197	Mo_2B_5 (1,19), VB_2 (1,19), W_2B (1,18)	сл.
16	82,4	1,171	αFe	ср. С.
17	97,72	1,024	TiB_2 (1,02), VB_2 (1,019)	сл.
18	98,92	1,015	αFe	сл. ср.
19	116	0,909	γFe	сл. ср.
20	128,2	0,857	VB_2 (0,865), TiB_2 (0,843)	сл.
21	137,48	0,827	αFe	сл.

Матрица эвтектики «Chinese Script» содержит 8,53% Cr; 1,23% V, 0,95% Mo и 0,79% W, остальное – железо (рис. 2, б). Обращает на себя очень низкое содержание марганца в матрице (0,01%). Также в матрице зафиксировано присутствие 3,54% углерода, что представляется явно завышенным. Известно, что EDS-анализ дает лишь качественную оценку присутствия углерода, сильно завышая его концентрацию в связи с загрязнением поверхности углеродсодержащими веществами, имеющим место при изготовлении и травлении шлифа.

Эвтектические включения, относящиеся к розеточной эвтектике, имеют химический состав, отличный от включений эвтектики «Chinese Script» (рис. 2, в). К основным их компонентам относятся железо (38,37%) и хром (30,50%). Ванадий, молибден и вольфрам присутствуют в меньшем количестве (13,43%; 3,60%; 4,30%, соответственно). Марганца и титана содержится существенно больше (1,28% и 1,33%, соответственно), чем в карбоборидах эвтектики «Chinese Script». Отличительной чертой включений в розеточной эвтектике является присутствие 7,18% углерода при отсутствии бора, т.е. включения являются карбидами на базе хрома, предположительно Cr_7C_3. Линия такого карбида (№ 8) присутствует на дифрактограмме, соответствуя отражению при угле 2θ равном 50 град. Поскольку карбид содержит различные элементы, его формулу следует представить с учетом химического состава как $(Fe_{2,7}Cr_2V_{0,9}W_{0,8}Mn_{0,1}Ti_{0,1})_7C_3$.

В матрице розеточной эвтектики содержится гораздо больше легирующих элементов по сравнению с матрицей эвтектики «Chinese Script», а именно: хрома (26,44%), ванадия (7,80%), молибдена (3,49%), вольфрама (2,60%), марганца (1,04%) (рис. 2,в). Указанные концентрации карбидообразующих элементов (особенно Cr и V), а также углерода (7,55%) представляются завышенными. Очевидно, при определении химического состава матричных зон в зону действия детектора при точечном анализе попали участки эвтектических карбидов вследствие малого расстояния между карбидами в эвтектике. Таким образом, карбиды обеспечили кажущийся повышенный уровень содержания указанных выше элементов. Несмотря на это, общее содержание углерода и легирующих элементов в матрице розеточной эвтектики выше, чем в матричной фазе эвтектики «Chinese Script», что является предпосылкой для формирования аустенитной структуры основы. Учитывая это обстоятельство, а также наличие в стали двух типов твердых растворов – феррита и аустенита, можно полагать, что феррит является матрицей эвтектики «Chinese Script», а аустенит – матрицей розеточной эвтектики. Это соответствует соотношению долей фаз, определенному рентгеноструктурным методом, а также соотношению объемных долей обеих эвтектик.

© Ю.Г. Чабак, Т.В. Пастухова, Н.П. Зайчук, Б.В. Ефременко, В.Г. Ефременко

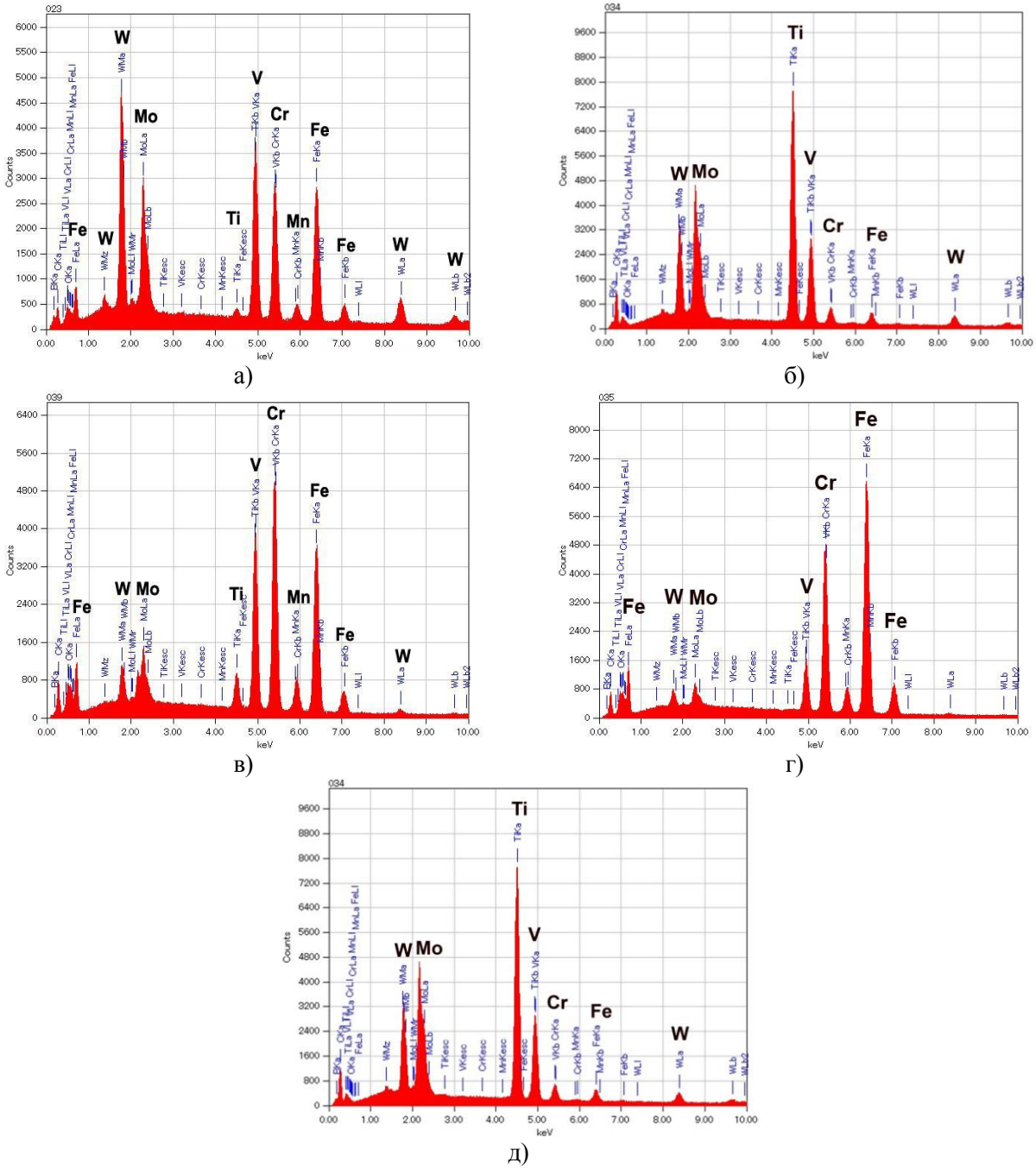


Рис. 2. **EDS-спектры с различных фазовых составляющих: а – включение эвтектики «Chinese Script», б – матрица эвтектики «Chinese Script», в – включение розеточной эвтектики, г – матрица розеточной эвтектики, д – компактные включения**

Установлено, что компактные равноосные включения, равномерно распределенные в объеме стали, обогащены титаном (35,83%), ванадием (20,93%) и вольфрамом (19,87%). В меньшей степени в них присутствует железо (2,81%) и хром (1,49%) (рис. 2, д). Концентрация углерода составляет 13,33%, бор отсутствует. Соответственно, эти включения идентифицируются как сложные карбиды $(Ti_{0,25}V_{0,15}W_{0,52}\ Fe_{0,06}Cr_{0,02})C$ с кубической решеткой карбида титана (линии №№ 10, 14 в табл. 1). Кроме этого, на дифрактограмме выявлены часто встречающиеся линии, относящиеся к боридам титана Ti_2B (линии №№ 1, 7, 9) и TiB_2 (линии №№ 17, 20) и не совпадающие с линиями карбида титана. Это дает основание предположить, что часть компактных включений является карбоборидами $M_2(B,C)$, $M(B,C)_2$ на базе титана, имеющими те же морфологические признаки, что и карбиды МС. Карбиды и карбобориды титана равномерно распределены в объеме сплава независимо от расположения эвтектических колоний, следовательно, они кристаллизовались первыми еще до начала эвтектических реакций.

Таким образом, установлено, что экспериментальная сталь содержит в своей структуре

достаточно большое количество карбидных и карбоборидных фаз, что может обеспечивать стали повышенный уровень триботехнических свойств. Направлением дальнейших исследований является изучение микроструктуры и износостойкости покрытий, полученных импульсно-плазменным напылением с использованием исследованной стали в качестве расходуемого электрода.

Выводы.

1. Впервые изготовлена и исследована литая мультикомпонентная высокобористая сталь содержащая номинально 0,9% C; 1,5% B; 10% Cr; 5% W; 5% Mo; 5% V; 2,5% Ti. Сталь имеет эвтектическое строение, ее структура состоит из инвертированных эвтектик «$(W_{1,0}Mo_{0,3}Fe_{0,3}V_{0,2}Cr_{0,2})_2(B_{2,4}C_{2,6})_5$+феррит» и «$(Cr_2Fe_{2,7}V_{0,9}W_{0,8}Mn_{0,1}Ti_{0,1})_7C_3$+аустенит». Кроме того, в структуру стали входят компактные включения карбида $(Ti_{0,25}V_{0,15}W_{0,52}\ Fe_{0,06}Cr_{0,02})C$ и карбоборидов $M_2(B,C)$, $M(B,C)_2$ на базе титана.

2. Эвтектика на базе карбоборида $(W, M)_2(B, C)_5$ имеет морфологию «Chinese Script», а эвтектика на базе карбида хрома $(Cr, M)_7C_3$ – розеточное строение, характерное для высокохромистых чугунов. В эвтектике «Chinese Script» включения карбоборидов кристаллизуются в виде «трубок» прямоугольного сечения с толщиной стенки до 2,7 мкм.

3. Карбиды и карбобориды титана равномерно распределены в объеме сплава, что указывает на их кристаллизацию из жидкости до начала эвтектических реакций.

Литература.

1. Wu H.-Q. Solidification of multi-component white cast iron: Type and morphology of carbides / H.-Q. Wu, N. Sasaguri, Y. Matsubara, M. Hashimoto // AFS Transactions. – 1996. - vol. 104. – P. 103-108.

2. Matsubara Y., Sasaguri, N., Yokomizo, Y., and Wu. H.-Q.: Continuous cooling transformation behavior of multi-component white cast iron / Y. Matsubara, N. Sasaguri, Y.Yokomizo, H.-Q. Wu // Journal of Japan Foundry Engineering Society. – 1999. - vol. 71. – P.183-189.

3. Yu K. Abrasion Wear Resistance of Alloyed White Cast Iron with Several Types of Carbides and Matrices / K. Yu, Y. Matsubara // AFS Transactions. – 1998. - vol. 27. - P. 53-58.

4. Kusumoto K. Abrasive wear characteristics of Fe–2C–5Cr–5Mo–5W–5Nb multi-component white cast iron / K.Kusumoto, K.Shimizu, X.Yaer [et al.] // Wear. - 2017. - vol. 376–377. – P. 22–29.

5. Kusumoto K. Three body type abrasive wear characteristics of multi-component white cast irons / K. Kusumoto, K. Shimizu, V.G. Efremenko [et al.] // Wear. – 2019. - vol. 426-427. - P. 122-127.

6. Zhang Y. Influence of Ni addition on erosive wear characteristics of multi-component white cast iron at elevated temperature / Zhang Y., K. Kusumoto, K. Shimizu [et al.] // Wear. - 2017. - vol. 376–377. – P. 452–457.

7. Matsubara Y. Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements / Y. Matsubara, N. Sasaguri, K. Shimizu [et al.] // Wear. – 2001. - vol. 250. – P. 502–510.

8. Christodoulou P. A step towards designing Fe–Cr–B–C cast alloys / P. Christodoulou, N. Calos // Materials Science and Engineering: A. - 2001. - vol. 301. – is. 2. – P. 103-117.

9. Li Y.X. Development of boron white cast iron /Y.X. Li, Z.L. Liu, X. Chen // International Journal of Cast Metals Research. - 2008. – vol. 21. – is. 1-4. – P. 67-70.

10. Kazdal H. Effect of Boron and Heat Treatment on Mechanical Properties of White Cast Iron for Mining Application / H. Kazdal, Z. Hakan, Y. B. Berme // Journal of Iron and Steel Research, International. – 2011. – vol. 18. – is. 11. – P. 31-39.

11. Jian Y. Investigation on two-body abrasive wear behavior and mechanism of Fe–3.0 wt% B cast alloy with different chromium content / Y. Jian, Z. Huang, J. Xing // Wear. – 2016. – vol. 362–363. – P. 68-77/

12. Ma S. Wear resistant high boron cast alloy – a review / S. Ma, J. Zhang // Rev. Adv. Mater. Sci. – 2016. – vol. 44. – P. 54-62.

13. Efremenko V. G. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness / V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, A. Lekatou [et al.] // Surface and Coating Technology. – 2016. – Vol. 304. – P. 293–305.

14. Chabak Yu. G. Phase-Structural Composition of coating obtained by pulsed plasma treatment using eroded cathode of T1 high speed steel / Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, K. Shimizu [et al.] // Problems of Atomic Science and Technology. Series «Plasma Electronics and New Acceleration Methods». – 2016. - № 4. – P.100-106.

15. Efremenko V.G. Two-body abrasion resistance of high-carbon high-silicon steel: Metastable austenite vs nanostructured bainite / V.G. Efremenko, O. Hesse, Th. Friedrich [et al.] // Wear, 2019, Vol. 418–419, Pages 24-35.

16. Georgatis E. Development of a Cast Al-Mg2Si-Si In Situ Composite: Microstructure, Heat Treatment, and Mechanical Properties / E. Georgatis, A. Lekatou, A.E. Karantzalis // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – vol. 22. – P. 729–741.

Рецензент

Маслов Владимир Александрович, д.т.н., профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Ю.Г. Чабак, Т.В. Пастухова, Н.П. Зайчук, Б.В. Ефременко, В.Г. Ефременко

УДК: 621.952

Т.І. Четвержук, Р.М. Полінкевич, Р.Г. Редько, Н.Т. Зубовецька
Луцький національний технічний університет

РЕЖИМИ РОБОТИ СИСТЕМИ ЧПУ ВЕРСТАТА В ПРОЦЕСІ ЙОГО ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Проведено аналіз сучасних пристроїв ЧПУ металорізальних верстатів, з визначенням основних діагностичних складових управління і контролю автоматизованими технологічними процесами.
Ключові слова: *ЧПУ, управляюча програма, діагностика,програмне забезпечення, оператор.*

Т.И. Четвержук, Р.Н. Полинкевич, Р.Г. Редько, Н.Т. Зубовецька
Луцкий национальный технический университет

РЕЖЫМИ РАБОТЫ СИСТЕМЫ ЧПУ СТАНКА В ПРОЦЕССЕ ЕГО ЭКСПЛУАТАЦИИ

Проведен анализ современных устройств ЧПУ металлорежущих станков, с определением основных диагностических составляющих управления и контроля автоматизированными технологическими процессами.
Ключевые слова: *ЧПУ, управляющая программа, диагностика, программное обеспечение, оператор.*

T. Chetverzhuk, R. Polinkevich, R. Red'ko, N. Zubovetska
Lutsk National Technical University

CURRENT WORKS OF CNC MACHINE IN THE PROCESS OF ITS EXPLOITATION

The analysis of modern devices of CNC metal cutting machines, with determination of basic diagnostic components of control and control by automated technological processes is carried out.
Keywords: *CNC, control program, diagnostics, software, operator.*

Постановка проблеми. У процесі експлуатації пристрій ЧПУ верстата працює в режимах, передбачених на стадії його розробки сукупності програмних і апаратних засобів. Ці режими різноманітні і залежать від конкретного об'єкта управління. Однак для більшості об'єктів управління і систему ЧПУ можна вивести кілька типових режимів (задач) (в експлуатаційній документації пристрою ЧПУ під завданням, як правило, розуміється режим роботи ЧПУ), які передбачають виконання робіт.

Одне з перших завдань, яке необхідно виконати системі ЧПУ – провести аналіз своєї справності і готовності до виконання наступних завдань оператора або системи верхнього рівня ієрархії, тобто виконати роботу по діагностиці ЧПУ зі стовідсотковим виявленням і з визначенням не менше 80% причин відмови. Часто обсяг робіт з діагностики поширюється не тільки на ЧПУ, а й на об'єкт управління.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Діагностичні засоби пристрою ЧПУ включають в себе три головні функції: контроль справності апаратних засобів, збереження системного ПЗ (в кінцевому рахунку, зводиться до перевірки пам'яті як апарату) і контроль за правильним протіканням процесу управління з метою запобігання аварій в системі і помилок системи. При цьому з'ясовується стан апаратних засобів всієї системи з різним ступенем деталізації, тобто оцінюється стан функціонального модуля, вузла в модулі або елемента в вузлі. Час відновлення працездатності системи при відмові в багато чому залежить від ступеня деталізації зазначення місця несправності. Для виконання завдання і діагностики системи ЧПУ проектанти ЧПУ передбачають вбудовані і (або) виносні програмно-апаратні засоби контролю і діагностики. При цьому вбудовані засоби діагностики орієнтовані в основному на діагностику обладнання до моменту виконання виробничого завдання, а контролю – на процес виконання виробничого завдання. Як правило, діагностика проводиться автоматично при включенні системи, і в разі виявлення несправностей видаються діагностичні повідомлення. В ході контролю за процесом управління спостерігаються відхилення від нормального ходу процесу, і при наявності відхилення зупиняється процес в видачею діагностичних повідомлень. Спеціальні діагностичні тести модулів ЧПУ і виносні програмно-апаратні засоби зазвичай застосовуються при знаходженні і усуненні несправностей, коли ЧПУ не виконує виробничих і підготовчих завдань.

Викладення основного матеріалу. Аналіз діагностичних можливостей, деяких вітчизняних і зарубіжних систем ЧПУ дозволив класифікувати за групами помилки, що видаються системами діагностики.

Перша група – синтаксичні помилки аналізу тексту керуючої програми, пов'язані з неправильним її введенням за формою.

© Т.І. Четвержук, Р.М. Полінкевич, Р.Г. Редько, Н.Т. Зубовецька

Друга група – семантичні помилки керуючої програми, пов'язані з неправильним її введенням за змістом.

Третя група – помилки, пов'язані з неправильними діями оператора при видачі ЧПУ завдання за допомогою клавішних засобів панелі (пульта) оператора.

Четверта група – помилки, пов'язані з неможливістю виконання завдання в зв'язку з обмеженнями виконавчої системи або ЧПУ або внаслідок непередбачених дій оператора.

П'ята група – помилки, що стосуються використання макроозначень.

Шоста група – помилки звернення до каналу зв'язку по програмним і апаратним причинам.

Сьома група – помилки, пов'язані з невиконанням діагностичних перевірок або з порушенням нормального перебігу процесів.

Восьма група – помилки, що носять характер збоїв.

Дев'ята група – помилки, пов'язані з неможливістю ідентифікації (сприймання) інформації.

Слід зауважити, що характер помилок, що видається діагностичною системою ЧПУ, багато в чому схожий з характером помилок, які видаються операційними або обчислювальними системами обчислювальних машин.

Діагностичні повідомлення у багато чому полегшують розуміння процесів, що відбуваються в ПЗ, і сприяють зменшенню часу відновлення її працездатності про відмовах.

Існує також режим роботи ЧПУ, при якому виконується введення-виведення інформації по каналах зв'язку з зовнішніми пристроями і модулями системи ЧПУ, перш за все – введення системного програмного забезпечення (ПЗ), введення управляючої програми (УП) або навчання пристрою ЧПУ, а також – підготовка УП в режимі "меню". Системне ПЗ вводиться проектувальником ЧПУ в пам'ять типів РПЗУ або РПЗУ УФ. У цьому випадку від оператора не потрібно будь-яких зусиль з розробки та введення системного ПЗ. Це відбувається при поставках пристроїв ЧПУ розробником за спеціальним замовленням, коли ПЗ ЧПУ розробляється проектувальником ЧПУ або іншою організацією за замовленням споживача з урахуванням особливостей об'єкта управління. В іншому випадку споживачеві доводиться або розробляти своє системне ПЗ ЧПУ (найгірший випадок), або допрацьовувати штатне (базове) системне ПЗ ЧПУ з урахуванням особливостей об'єкта управління і потреб користувача, якщо розробником системного ПЗ передбачена його адаптація (кращий випадок). При цьому споживачеві так чи інакше доводиться працювати або безпосередньо з обчислювальною системою ЧПУ, і інструментальними програмами для розробки, доопрацювання та налагодження системного ПЗ, або з операційною системою ЧПУ, яка передбачає генерацію необхідної версії системного ПЗ, а також виконати роботи по виготовленню ПЗУ з підготовленим ПО . Підготовлене системне ПЗ можна зберігати на зовнішньому носії, наприклад дисковому накопичувачу, і вводити його в пам'ять типу ОЗУ щоразу на початку роботи з ЧПУ. Це менш зручно в порівнянні зі зберіганням системного ПЗ в ПЗУ, так як неавтоматизоване введення вимагає деякого часу, а також може бути схильний до помилок і збоїв, які потрібно виявляти за допомогою обчислювальної системи, не маючи в пам'яті системи ЧПУ розроблених спеціальних засобів діагностики.

Управляюча технологічна програма, яка власне і визначає завдання для системи ЧПУ на стадії виконання і виконується у взаємодії з системними ПЗ ЧПУ, може бути або розроблена заздалегідь за допомогою спеціальних систем підготовки УП і зберігатися на програмоносієві або у зовнішній пам'яті, або розроблятися оператором безпосередньо на робочому місці біля обладнання у вигляді тексту і заноситься в пам'ять УП з пульта оператора, або розробляється автоматично в режимі навчання або діалоговому режимі. Очевидно, обсяг інформації, що вводиться і трудомісткість введення залежить від прийнятого в ЧПУ способу програмування.

Майже у всіх мікропроцесорних ЧПУ можливе ручне введення текстової частини УП, проте застосовувати цей спосіб для цілої УП доцільно тільки при невеликому її обсязі. Верстатні УП великого обсягу розробляються за допомогою автоматичної системи технологічної підготовки виробництва (АСТПВ) і вводяться по каналу з'єднання. У системах ЧПУ роботів трудомісткість введення УП знижується в результаті автоматизації введення величин переміщень в режимі безпосереднього навчання і подальшого ущільнення інформації при виключенні проміжних точок.

Мікропроцесорні пристрої ЧПУ, що забезпечують введення УП в режимі діалогу з оператором – це найбільш високий рівень підготовки УП. Характерними рисами діалогового введення УП є використання режиму "Меню", коли оператору пропонується на вибір кілька альтернативних рішень, і використання графічного дисплея, на якому відображається обраний контур, а потім звучить діалог, в ході якого оператор відповідає на питання, які стосуються величині переміщення або послідовності дій при відтворенні УП верстатів і роботів

використовується поєднання мовних засобів і засобів машинної графіки. При цьому широко використовується дисплей ЧПУ як інструмент, що пропонує графічно-текстове "Меню" на етапі компонування змістовної частини, і як інструмент для графічного представлення дії системи ЧПУ на стадії відтворення УП. Для реалізації машинної графіки широко застосовуються графічні дисплеї з відповідним прикладним ПЗ, що дозволяє наочно представити розробнику УП дії системи, оперативно виключити помилки або зменшити їх число в розроблюваній УП і скоротити цикл підготовки виробництва. Слід зазначити, що пристрої ЧПУ, мають широкі можливості по розробці УП можуть використовуватися як інструментальні системи підготовки УП для систем, які не мають цих можливостей.

При розробці УП і навіть при використанні УП з архіву часто потрібно їх редагування, пов'язане з виправленням помилок або зі зміною параметрів технологічного процесу і розмірів виробу, інструменту, або з використанням тільки окремих фрагментів налагоджених робочих УП. Редагування вимагає перегляду УП та пошуку її фрагментів з використанням дисплея пристрою ЧПУ, видалення, вставки або зміни символів тексту, слів, кадрів або великих ділянок тексту УП, компонування окремих фрагментів тексту в нову УП. Такий вид роботи пристрою ЧПУ і оператора може бути також кваліфікований як виконання завдання.

Попередньо розроблені і поміщені в архів програми можуть бути введені в пам'ять пристрою ЧПУ по різних каналах, найбільш типовими з яких є канали введення від ЕОМ верхнього рівня управління ПЗ і від телетайпа.

Розроблені і налагоджені безпосередньо на пристрої ЧПУ спільно з об'єктом управління управляючі програми можуть бути виведені з пам'яті пристрою ЧПУ по каналах зв'язку і поміщені в архів за допомогою запису на відповідний носій пам’яті.

Правильно розроблена і збережена в пам'яті пристрої ЧПУ УП, як правило, не може бути виконана системою без виконання роботи, пов'язаної з налагодженням. Налагодження передбачає, наприклад, введення робочих органів (РО) виконавчих пристроїв в деякий стан, введення в пам'ять ЧПУ інформації, пов'язаної з обмеженням виконуваного технологічного процесу або стану середовища на даний момент. Після виконання завдання "налагодження" система ЧПУ може автоматично виконати дії, визначені в УП.

Виконуючи завдання в автоматичному режимі, пристрій ЧПУ контролює роботу основного технологічного обладнання і відхилення процесу від норми, а також аналізує стану пульта оператора, допоміжного обладнання і управляє комплексом основного і допоміжного обладнання. У разі якщо УП успішно виконується до кінця пристрій ЧПУ перериває виконання програми і видає діагностичне повідомлення сповіщаючи про те, що трапилося оператора або верхній рівень управління, після чого вживаються заходи щодо усунення причини переривання процесу і його відновлення. Автоматичне виконання УП може передбачати роздільну перевірку роботи окремих частин системи без виконання основним і (або) допоміжним обладнанням будь-яких дій.

При виконанні будь-якого завдання виконується, як правило, кілька завдань, серед яких можна виділити загальні, часто виникають при управлінні більшістю об'єктів підзадачі: інтерпретацію УП, траєкторні завдання, управління приводами, логічне керування, адаптивне управління та ін.

Управляюча програма несе в собі інформацію, необхідну для виконання завдань, але ця інформація є закодованою і для її розуміння необхідно виконати дешифрування і деякі попередні розрахунки, результати яких будуть використовуватися в подальшому для вирішення інших завдань.

При управлінні об'єктами, координати керованих осей яких повинні змінюватися за заздалегідь визначеними у часі законам (контурне управління), заданим нескінченним безліччю точок, виникає проблема введення в пристрій ЧПУ інформації про закони зміни координат.

При аналітичному способі програмування в УП задаються опорні точки елементів контуру і його тип, а інтерполяція проміжних точок виконується засобами ПЗ пристрою ЧПУ. При напіваналітичному способі програмування засобами ПО пристрій ЧПУ виконується також і визначення опорних точок контуру.

За програмою, що задається в пристрій ЧПУ, виконавчі пристрої об'єктів управління забезпечують зміна положення в просторі робочих органів та інструменту, управління технологічними параметрами, такими як швидкість, температура, тиск і т.п. При цьому пристрій ЧПУ може виконувати тільки функцію завдання законів зміни управляючих впливів (ЗУ має зворотний зв'язок по керованої координаті, незамкненою через пристрій ЧПУ) або ж додатково функцію регулятора керованих координат виконавчих систем (зворотний зв'язок по керованим

© Т.І. Четвержук, Р.М. Полінкевич, Р.Г. Редько, Н.Т. Зубовецька

координатам ЗУ замикається через пристрій ЧПУ). У першому випадку ЗУ, як правило, сама контролює відхилення процесів, які відбуваються в ньому від заданих пристрою ЧПУ і тільки сповіщає його про їх відхилення від норми, а в другому випадку система ЧПУ сама проводить контроль. В обох випадках пристрій ЧПУ сам приймає рішення про подальші дії при перевищенні допустимих відхилень. Це завдання найбільш характерне при управлінні дискретними і слідкуючими приводами ЗУ об'єктів управління, де необхідно видати керуючий вплив на кожен з приводів у вигляді кодів або аналогових сигналів, отримати, перетворити і обробити інформацію від датчиків зворотних зв'язків, а також сформувати нові управляючі впливи.

Виконавчі пристрої об'єктів управління, як правило, мають не тільки механізми, що вимагають контурного управління, а й механізми, що вимагають позиційного або циклового управління. При позиційному управлінні пристрій ЧПУ задає тільки характеристики кінцевих станів об'єкта, формуючи код необхідних кінцевих станів і не контролюючи проміжні. При цикловом управлінні пристрій ЧПУ визначає стан об'єкта управління і середовища, логічно аналізуючи сукупність сигналів, приймає деякі рішення про продовження виконання завдання і видає дискретні керуючі впливу типу "включити" або "вимкнути" у вигляді біт або байтів інформації на циклові або дискретні виконавчі пристрої. При логічному управлінні на ЧПУ також може бути покладено контроль у часі за відпрацюванням керуючого сигналу циклового виконавчого пристрою.

Адаптивне управління процесами пов'язано з адаптацією пристрою ЧПУ до збурень, які мають місце при технологічних процесах і з адаптацією при порушеннях в організації середовища, або при роботі з неорганізованим середовищем. У першому випадку до збурень відносяться збурення типу зміни параметрів матеріалів та інструментів, які беруть участь в технологічному процесі, і їм подібні, а в другому – такі як, наприклад, неправильна орієнтація заготовки в тарі або її відсутність. В обох випадках підвищення адаптаційних властивостей пристрою ЧПУ вимагає отримання достатньої достовірної інформації про процес або середовищі, її обробці і корекції УП. Автоматизація цих операцій пов'язана із застосуванням або спеціальних інформаційних систем, оснащених різного роду сенсорами, апаратними та програмними засобами, або інформаційних систем, вбудованих в пристрій ЧПУ. Інтеграція пристрою ЧПУ з інформаційними системами, а також розробка ПЗ адаптації, його об'єднання з виконавчими органами пристрою ЧПУ призводять у створення інтелектуальних систем ЧПУ.



Рис. 1. **Зв'язок оператора з пристроєм ЧПУ**

© Т.І. Четвержук, Р.М. Полінкевич, Р.Г. Редько, Н.Т. Зубовецька

Для виконання будь-якої роботи пристрій ЧПУ має отримати відповідні вказівки про те, яке завдання з передбачених при проектуванні пристрою ЧПУ повинно бути виконано, а для виконання деяких завдань ще й детальну вказівку завдань, які при цьому повинні бути виконані. Ці вказівки пристрій ЧПУ може отримати або від оператора, або по каналах зв'язку з верхнім рівнем управління і периферійними пристроями ЧПУ. Для зв'язку ЧПУ з оператором передбачені апаратно-програмні засоби, що забезпечують вибір завдання, а також контроль за виконанням завдання і завдань. До таких засобів відносяться клавішний пульт оператора або пульт навчання, дисплей пристрою ЧПУ, сигнальна індикація, фотозчитуючий пристрій, диски пам'яті та інші пристрої, розміщені на панелі (пульті) оператора. Спілкування оператора і пристроєм ЧПУ відбувається на декількох мовах, серед яких можна виділити мову завдань, мову задач, мову дисплея і мову індикації.

Мова завдань реалізується клавішними засобами панелі оператора, за допомогою яких оператор визначає завдання (режим роботи) пристрою ЧПУ, видає директиву ЧПУ для його налаштування на виконання певного виду робіт. Мова завдань досить різноманітна, так як відображає не тільки специфіку пристрою ЧПУ, а й специфіку об'єкта управління. Мова завдань ЧПУ знайшла своє відображення у виділенні функціональних полів (зон) панелі оператора, мнемонічних позначеннях функціональних клавіш полів і в правилах користування ними для виконання завдань.

Мова завдань призначена для опису задач, які виконуються при виконанні задач. Опис завдань виконуваних при управлінні об'єктом, задається за допомогою УП, яка складається на тій чи іншій мові користувача. Так, наприклад, для складання технологічних УП пристрою ЧПУ верстатами використовується міжнародний код ІСО, який визначає зміст управляючої програми. В режимах підготовки до управління об'єктом оператор може зв’язуватися із ЧПУ на мові, визначеному правилами тестування, клавішами панелі оператора і дисплея, мовою підготовки УП в режимі "Меню" з використанням графічних представлень і засобів або без їх використання.

Мови дисплея та індикації визначаються правилами експлуатації пристрою ЧПУ і використовуваних мов завдань і задач, а також мнемонікою функціональних клавіш дисплея і індикації та правилами користування ними. За допомогою мови дисплея та індикації задається обсяг і зміст візуально контрольованої інформації, ведеться діалог, виконується 2D і 3D графіка. Індикація може супроводжуватися підсвічуванням або звуком при неправильному введенні інформації, виявленні помилок при контролі.

Висновки. В статті наведені рекомендації використання та обслуговування пристроїв ЧПУ металорізальних верстатів. Описано режими роботи і функціональні можливості систем ЧПУ. Проаналізовані можливості управління та адаптивного контролю оператором за допомогою створення та коректування спеціального програмного забезпечення для різних типів пристроїв ЧПУ.

Список використаних джерел:

1. Бочков В.М., Сілін Р.І. Обладнання автоматизованого виробництва. Навчальний посібник/ За ред. Сіліна Р.І. Львів: Виробництво Державного університету "Львівська політехніка", 2000. – 380 с.

2. Ловыгин А.А., Васильев А.В., Кривцов С.Ю., Современный станок с ЧПУ и CAD/CAM система. – М.: Эльф ИПР,2006 – 286 с.

3. Муляр Ю. І., Дерібо О. В. Програмування токарної обробки на верстатах з ЧПК. Навчальний посібник. – Вінниця: ВНТУ, 2004. – 91 с.

4. Харченко А.О. Верстати з ЧПУ та обладнання гнучких виробничих систем: Навчальний посібник для студентів вузів. – К.: ВД «Професіонал», 2004. – 304 с.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2019

© Т.І. Четвержук, Р.М. Полінкевич, Р.Г. Редько, Н.Т. Зубовецька

УДК: 625.855.32

Г.Я. Шевчук, М.П. Генсецький, В.М. Бідось
Національний університет «Львівська політехніка»

ОСОБЛИВОСТІ СКЛАДУ АСФАЛЬТОБЕТОННИХ СУМІШЕЙ ДЛЯ ПРИГОТУВАННЯ ХОЛОДНОГО АСФАЛЬТОБЕТОНУ

Запроектовано склади комбінованих холодних асфальтобетонних сумішей з використанням відпрацьованого асфальтобетону (15-25 мас.%) і портландцементу (5 мас.%) та розроблено методику дослідження отриманої асфальтобетонної суміші. Визначено показники міцності зразків із розроблених асфальтобетонних сумішей та вивчено їх властивості (середня густина, водонасичення, коефіцієнт набухання). Знайдено залежність міцнісних характеристик комбінованих холодних асфальтобетонів у віці 7 і 14 діб від кількості відпрацьованого асфальтобетону та портландцементу. Наведено результати випробувань дослідних асфальтобетонних сумішей за нормативними показниками. Показано, що повторне застосування регенерованого асфальтобетону зменшує витрати на придбання дефіцитного бітуму і транспортування дорожньо-будівельних матеріалів на великі відстані.

Ключові слова: *асфальтобетонні суміші, холодний асфальтобетон, відпрацьований асфальтобетон, регенерація, міцність, водостійкість.*

Г.Я. Шевчук, Н.П. Генсецкий, В.Н. Бидось

ОСОБЕННОСТИ СОСТАВА АСФАЛЬТОБЕТОННЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ХОЛОДНОГО АСФАЛЬТОБЕТОНА

Запроектировано составы комбинированных холодных асфальтобетонных смесей с использованием отработанного асфальтобетона (15-25 мас.%) и портландцемента (5 мас.%) и разработана методика исследования полученной асфальтобетонной смеси. Определены показатели прочности образцов из разработанных асфальтобетонных смесей и изучены их свойства (средняя плотность, водонасыщение, коэффициент набухания). Получена зависимость прочностных характеристик комбинированных холодных асфальтобетонов в возрасте 7 и 14 суток от количества отработанного асфальтобетона и портландцемента. Приведены результаты испытаний экспериментальных асфальтобетонных смесей за нормативными показателями. Показано, что вторичное использование регенерированного асфальтобетона уменьшает расходы на приобретение дефицитного битума и транспортирование дорожно-строительных материалов на большие расстояния.

Ключевые слова: *асфальтобетонные смеси, холодный асфальтобетон, отработанный асфальтобетон, регенерация, прочность, водостойкость.*

G. Shevchuk, N. Genseckiy, V. Bidos

FEATURES OF THE COMPOSITION ASPHALT CONCRETE MIX FOR PREPARATION COLD ASPHALT CONCRETE

The compounds of combined cold asphalt concrete mixtures with the use of worked asphalt concrete (15-25% by weight) and Portland cement (5% by weight) were designed and the method of investigation of the obtained asphalt mix mixture was developed. Determination of the strength of samples from the developed asphalt concrete mixture and their properties (average density, water saturation, swelling coefficient) were studied. The dependence of the strength characteristics of the combined cold asphalt concrete at the age of 7 and 14 days from the amount of Portland cement as part of the worked asphalt concrete was found. Simultaneous use in mixtures of Portland cement and organic binder provides formation of the structure of asphalt concrete with their stable coagulation and crystallization bonds. Repeated use of old asphalt concrete reduces the cost of purchasing shortage of bitumen and transporting road construction materials over long distances. Such mixtures can be used for repairing roads during the year, including at low air temperatures and high humidity.

Keywords: *asphalt concrete mix, cold, asphalt concrete, worked asphalt concrete, regeneration, strength, water resistance.*

Постановка проблеми. Відома класична, традиційно прийнята, «гаряча» технологія приготування асфальтобетону є енергоємною та екологічно недосконалою. Одним із шляхів зниження затрат в дорожньому будівництві може бути застосування комбінованих холодних асфальтобетонів для будівництва і ремонту дорожніх покриттів. Особливістю використання таких сумішей є можливість проведення робіт з ямкового ремонту при більш низьких температурах повітря, ніж це допускається при застосуванні гарячих асфальтобетонних сумішей. Привабливість даного матеріалу полягає у можливості перевезення його на великі відстані без значної втрати або зміни споживчих властивостей. Актуальним завданням в даний час також вважається забезпечення можливості цілорічного проведення дорожніх робіт. Прийнятним, з точки зору довговічності, економічної ефективності, екологічності і технологічності, є використання

© Г.Я. Шевчук, М.П. Генсецький, В.М. Бідось

бітумних емульсій для холодних асфальтобетонів, які містять у своєму складі відпрацьований асфальтобетон.

Високі ціни на дорожньо-будівельні матеріали і енергоносії зумовлюють розробку ресурсо- і енергозберігаючих технологій та їх впровадження у дорожню галузь. За даними проектних організацій в Україні щорічно може бути повторно використано до 300 тис. т. асфальтобетону, тобто в індустрії дорожнього будівництва можна зекономити майже 15 тис. т бітуму і 285 тис. т кам'яного матеріалу. Окрім економії будівельних матеріалів, повторне використання асфальтобетону дозволяє скоротити витрати на транспорт і сприяє оздоровленню навколишнього середовища за рахунок раціональної утилізації бітумомістких матеріалів.

Виходячи з вищевказаного, а також враховуючи, що в Україні прогресивні технології приготування комбінованого асфальтобетону поки ще не освоєні, дана проблема на сьогодні є актуальною.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Холодний асфальтобетон класичного типу є різновидом асфальтобетону, що готується в гарячому стані, але укладається в холодному вигляді. Низька щільність подібних бетонів та мала витрата бітуму приводять до недостатньої довговічності і руйнування, особливо в зонах надмірного зволоження, а зростаючі навантаження та інтенсивність руху при високих температурах — до появи пластичних деформацій. Застосування холодних сумішей в осінньо-зимовий період обмежувалося температурою нижче 5^0С. Це привело практично до відмови від холодного асфальтобетону в 70-х рр. XX ст. [1].

Підвищити якість та прискорити терміни формування асфальтобетону можна шляхом заміни повільногустіючих бітумів швидкогустіючими. В той же час, подібний асфальтобетон також не знайшов широкого розповсюдження, незважаючи на недовгий термін його зберігання в штабелі, оскільки розчинник швидко випаровувався і асфальтобетон втрачав технологічну рухливість.

Ця проблема була вирішена, коли холодна асфальтобетонна суміш на легколетучих розчинниках затарювалась в поліетиленові або паперові мішки, що давало можливість тривалого зберігання суміші і спрощувало доставку до споживача, а також почали застосовувати холодний асфальтобетон на бітумних емульсіях. Найбільше розповсюдження такі бетони знайшли у Франції, Німеччині, Польщі [2]. Для приготування холодних асфальтобетонних сумішей доцільно використовувати емульсії катіонного типу.

Відомо використання дорожнього асфальтобетону регенерованого, як основного матеріалу, з додаванням деякої кількості мінерального компоненту та пластифікаторів, а також як добавки до суміші з нових матеріалів [3]. У деяких випадках він застосовується і без додавання в'яжучого або інших складових, якщо його фізико-механічні властивості відповідають технічним вимогам. Ефективним способом покращення властивостей покриттів, влаштованих з холодних бітумомінеральних сумішей, та підвищення їх міцності і водостійкості, є спосіб введення до складу мінеральної частини таких активуючих добавок, як вапно або цемент [4]. Старий асфальтобетон, вилучений із покриття без добавок, після дроблення, можна використати для влаштування основи, для верхнього і нижнього шарів дорожніх покриттів.

В Україні склалися сприятливі умови для появи та застосування регенерованого асфальтобетону із використанням холодної технології, в тому числі, на основі в'яжучого із спіненого або емульгованого бітумів. Висока економічна ефективність даного матеріалу, в умовах недостатнього фінансування, робить актуальним завдання із проектування його складу, вивчення властивостей та технології влаштування покриттів такого типу. Особливо це питання важливе для місцевих доріг.

Дослідженням холодних комбінованих асфальтобетонних сумішей в Україні займаються ряд вчених, таких як Головко С.К., Говоруха О.В., Доценко В.М., Думанський А.М., Жданюк В.К., Журавський Д.Л. та ін. [5,6]. За кордоном для регенерації, в основному, застосовується подрібнений старий асфальтобетон, що піддається дробленню в дробильних установках після зняття з дорожніх покриттів або використовується матеріал після холодного чи гарячого фрезерування. Способи і прийоми регенерації старого асфальтобетону вибираються в залежності від місцевих умов, наявності устаткування, палива, теплоносія і т.д. На сьогодні необхідний такий спосіб регенерації асфальтобетону, що дозволив би одержувати однорідний матеріал із заданими властивостями, його можна було б укладати не тільки в нижній шар або в основу, але й у верхній шар покриття. Для цього насамперед потрібно знати склад старого асфальтобетону і вводити

пластифікатор для «омолодження» постарілого бітуму [7]. Виготовлення органо-мінеральних сумішей із фрезерованого матеріалу має

проводитись на промисловій базі, яка оснащена змішувачем примусової дії, відділеннями для складування мінеральних матеріалів, ємністю для зберігання мінеральних та органічних в'яжучих матеріалів та відповідними дозаторами.

Таким чином, вивчення питання і проведення експериментальних досліджень по підбору (проектуванню) комбінованих холодних сумішей на основі відпрацьованого (регенерованого) асфальтобетону є важливим. Кожна з областей України має значні кількості фрезерованого матеріалу, який використовується не в повній мірі, та є дорожні організації, що можуть виготовляти такі суміші. Тому виникає необхідність широко пропагувати і пропонувати впроваджувати комбіновані холодні асфальтобетонні суміші для цілорічного ремонту автомобільних доріг.

Постановка завдань. З метою забезпечення якісного ямкового ремонту, в тому числі і в складних погодних умовах, та оперативного відкриття руху автомобільного транспорту, необхідно розробити комбіновані холодні асфальтобетонні суміші тривалого зберігання, які б забезпечували високі показники міцності та водостійкості укладеного матеріалу.

Викладення основного матеріалу. Для проведення експериментальних досліджень застосовано катіонну полімер-модифіковану бітумну емульсію виготовлену на окисленому бітумі БНД 60/90. Вміст бітуму – 60% мас.ч., полімерний модифікатор типу S-B-S–3 % мас.ч., зчеплення з мінеральною частиною–95% мас.ч. Гранулометричний склад холодних асфальтобетонних сумішей відповідає вимогам ДСТУ Б В.2.7-119.

В роботі використано гранітний щебінь фракції 5-10 мм, його істинна густина становить 2,70 г/см^3, насипна густина – 1,40 г/см^3, пустотність – 44%, дробимість – 12,3%. Застосовано природній пісок, основні характеристики якого наступні: істинна густина - 2,68 г/см^3, насипна густина – 1,63 г/см^3, пустотність – 0,8%, модуль крупності – 2,07. Мінеральним наповнювачем служив портландцемент ПЦ-І марки 500. В склад комбінованих холодних асфальтобетонних сумішей входив відпрацьований асфальтобетон. Слід відзначити наявність в ньому гравію в крупному заповнювачі, вміст в'яжучого умовно складав 7% від маси всього асфальтобетону, температура розм'якшення - 75^{0}С.

Склад асфальтобетонної суміші та її підбір починався з визначення властивостей складових суміші і перевірки відповідності їх нормативам [8]. Для покращення характеристик асфальтобетонної суміші із відпрацьованого асфальтобетону, вводили невелику кількість портландцементу. Вміст портландцемпенту у всіх складах асфальтобетонних сумішей прийнято в кількості 5%. Підібрані склади холодної комбінованої асфальтобетонної суміші представлені у табл. 1.

Таблиця 1

Склади холодних комбінованих асфальтобетонних сумішей

Складники / Склади суміші	I	II	III
Відпрацьований асфальтобетон, %	20,00	25,00	15,00
Щебінь фр. 5-10мм, %	40,00	37,30	45,00
Пісок, %	35,00	32,70	35,00
Портландцемент, %	5,00	5,00	5,00
Емульсія бітумна, %	7,67	7,08	8,25

Проведено розрахунок кількості в'яжучого в асфальтобетонній суміші трьох складів. Вміст нового в'яжучого в асфальтобетонній суміші у % від маси мінеральної частини становить 4,60; 5,25 і 5,95 відповідно для І, ІІ і ІІІ складів. Кількість залишкового в'яжучого у суміші рівна 1,40%; 1,75% і 1,05%. Сумарний вміст в'яжучого – 6% у всіх складах асфальтобетонної суміші. Холодна асфальтобетонна суміш готувалась в лабораторних умовах. Загальний гранулометричний склад підібраної комбінованої холодної асфальтобетонної суміші наведений у табл. 2.

© Г.Я. Шевчук, М.П. Генсецький, В.М. Бідось

Таблиця 2

Гранулометричний склад холодної асфальтобетонної суміші

Холодні дрібнозернисті суміші	Вміст за масою, % мінеральних зерен, менших даного розміру, мм											
	40	25	20	15	10	5	2,5	1,25	0,63	0,315	0,14	0,071
Тип Бх	100	100	100-95	100-85	100-70	65-50	50-33	39-21	29-14	22-10	16-9	12-8
Тип Вх	100	100	100-95	100-88	100-80	80-65	60-50	49-39	38-29	31-22	22-16	17-12
Суміш I	100	100	99,24	95,14	90,05	55,15	40,76	38,35	28,21	19,84	9,65	8,73
Суміш II	100	100	99,43	96,34	90,21	55,03	41,61	38,97	27,17	18,42	9,96	8,92
Суміш III	100	100	99,05	94,90	90,92	54,89	40,03	38,19	26,74	17,58	9,13	8,27

В процесі експерименту із запроектованої комбінованої асфальтобетонної суміші за формовано і досліджено 27 зразків-циліндрів. Перед випробуванням їх зберігали при кімнатній температурі у сухому стані протягом семи днів. Випробування зразків із асфальтобетонної суміші проводили згідно ДСТУ Б В.2.7-89-99, також вивчали їх властивості. Для визначення середньої густини, водонасичення та набухання проводили серію зважувань зразків: у сухому стані; вологе зважування; сухе зважування після витримування у воді протягом 30 хв.; сухе і вологе зважування водонасичених зразків.

Дані по визначенню границі міцності на стиск зразків із асфальтобетонних сумішей у віці 7 та 14 діб та їх властивості наведено у табл. 3.

Таблиця 3

Міцність на стиск зразків із холодних асфальтобетонних сумішей та їх властивості

Вид випробування	Склади сумішей		
	I	II	III
у віці 7 діб			
Стиск при температурі $+20^0$C, МПа	2,4	2,4	2,6
Стиск при температурі $+50^0$C, МПа	1,3	1,4	1,1
Стиск у водонасиченому стані, МПа	2,9	2,8	2,9
у віці 14 діб			
Стиск при температурі $+20^0$C, МПа	2,7	2,6	2,9
Стиск при температурі $+50^0$C, МПа	1,4	1,5	1,3
Стиск у водонасиченому стані, МПа	3,1	2,9	3,1
Середня густина, г/см^3	2,24	2,26	2,22
Водонасичення, %	10,4	10,5	8,1
Коефіцієнт набухання, %	0	0	0

Встановлено, що склади асфальтобетонних сумішей у віці 7 діб при вмісті 20% (склад I) і 25% (склад II) відпрацьованого асфальтобетону мають практично однакові показники міцності на стиск при $+20^0$C. При температурі $+50^0$C міцність зразків із вищевказаних сумішей знижується в 1,8 раз (табл.3). Аналогічна картина спостерігається і через 14 діб випробувань зразків. Склад III асфальтобетонної суміші, що містить 15% відпрацьованого асфальтобетону має дещо вищу міцність на 7 і 14 добу випробувань, але при підвищенні температури до $+50^0$C міцність на стиск знижується порівняно із складами I і II. Як видно із даних випробувань (табл.3), набухання зразків асфальтобетону відсутнє, а водонасичення зростає із підвищенням кількості відпрацьованого асфальтобетону. Слід зазначити, що одночасне використання в асфальтобетонних сумішах портландцементу та органічного в'яжучого забезпечує формування такої структури бетону, яка характеризується коагуляційними і кристалізаційними зв'язками. При цьому наявність жорстких та еластичних зв'язків в такому асфальтобетоні зменшує залежність міцності на стиск від температури при відсутньому набуханні при водонасиченні.

Графічна залежність міцності на стиск (7 діб) зразків асфальтобетону представлена на рис.1. Досліджено, що введення до складу суміші відпрацьованого асфальтобетону в кількості 20-25% та

портландцементу (5%) не суттєво впливає на міцність на стиск зразків при +20^{0}С. Середня густина ущільненого матеріалу зростає при збільшенні кількості відпрацьованого асфальтобетону.

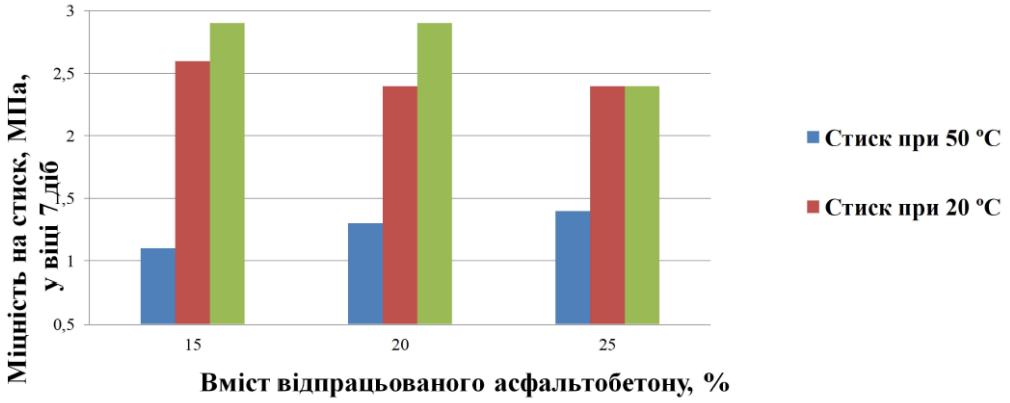


Рис. 1. **Залежність границі міцності на стиск (7 діб) від вмісту відпрацьованого асфальтобетону**

Результати випробувань зразків із дослідних сумішей комбінованого холодного асфальтобетону порівнювали з нормативними показниками (табл.4). Показано, що вони відповідають вимогам нормативних документів за винятком показника водонасичення у складах із сумішей I і II, що пов'язано із підвищеною пористістю зразків вказаних складів асфальтобетону.

Таблиця 4

Результати випробувань холодного асфальтобетону за нормативними вимогами

Показники		Дослідні суміші			Вимоги за ДСТУ Б В.2.7-119-2011		Вимоги за СОУ 45.2-00018112-061:2011	
		I	II	III	Марка I	Марка II	М 40	М 20
Водонасичення, %		10,4	10,5	8,1	≤ 9	≤ 9	≤ 9	≤ 8
Коефіцієнт набухання, %		0	0	0	≤ 1,0	≤ 1,2	не нормується	
Границя міцності на стиск, МПа (7 діб)	при +20°С	2,4	2,4	2,6	≥ 1,6	≥ 1,5	≥ 4	≥ 2
	при +50°С	1,3	1,4	1,1	≥ 1,9	≥ 1,8	≥ 1,0	≥ 0,8
	у водо-насиченому стані	2,9	2,8	2,9	≥ 1,2	≥ 1,2	≥ 2,8	≥ 1,3

Таким чином, запроектовані та отримані комбіновані холодні асфальтобетонні суміші можуть містити у своєму складі від 15 до 25% регенерованого асфальтобетону, потребують подальших досліджень і рекомендуються для ямкового ремонту верхніх шарів асфальтобетонних покриттів автомобільних доріг, в тому числі, і при від'ємних температурах навколишнього середовища.

Висновки. Запроектовано оптимальні склади комбінованого холодного асфальтобетону із використанням відпрацьованого асфальтобетону (15-25 мас.%) та портландцементу (5 мас.%). Розроблено методику досліджень отриманих складів асфальтобетонної суміші.

Визначено показники границі міцності на стиск зразків-циліндрів із запроектованої суміші та вивчено його властивості (середня густина, коефіцієнт набухання та водонасичення). Знайдена залежність міцнісних характеристик асфальтобетонів у віці 7 та 14 діб від вмісту відпрацьованого асфальтобетону. Наведено результати випробувань дослідних асфальтобетонних сумішей за нормативними показниками.

Повторне застосування регенерованого асфальтобетону дає можливість зменшити витрати на придбання бітуму і транспортування дорожньо-будівельних матеріалів на значні відстані. Його використання, як вторинної сировини, може служити додатковим джерелом матеріалів для будівництва дорожніх основ і покриттів та є економічно обгрунтованим. Такі суміші доцільно

застосовувати протягом року, в тому числі і при низьких температурах повітря та підвищеній вологості навколишнього середовища.

Список використаних джерел:

1. Регенерированный дорожный асфальтобетон / Под ред. Сюньи Г.К. – М.: Транспорт, 1984. – 119 с.
2. Sybilski D. Challenges of pavement rehabilitation in Central and Eastern Europe region // Seminar on road pavement recycling. – Warsaw. – Poland. – 2002.
3. Богуславский А.М. Регенерация старого асфальтобетона // Автомобильные дороги. – 1984. – №9. – 12 с.
4. Бычков Р.А., Дараган Н.С., Петрусенко А.С. Утилизация старого асфальтобетона // Автомобильные дороги. - 1983. - №11 - 5с.
5. Жданюк В.К., Володько В.П., Даценко В.М., Даценко В.О., Думанський А.М., Говоруха О.В. Холодні бітумомінеральні суміші для будівництва конструктивних шарів дорожніх одягів // Автошляховик України. – 2005. – №5. – С.37-39.
6. Жданюк В.К., Гнатів М.Я., Говоруха О.В., Іваниця Ю.П. Улаштування шарів дорожнього одягу із застосуванням фрезерованого асфальтового дрібняку // Автошляховик України.- 2003. – №2. – С.30-31.
7. Рекомендації з приготування холодних органо-мінеральних сумішей для цілорічного ямкового ремонту Р В.2.7-03450778-820:2013. – Київ, 2013.
8. ТУ В.2.7-45.2-00018112-240:2004. Суміші холодні дорожні із фрезерованого асфальтобетону. Технічні умови. – К.: Укравтодор, 2005. –15 с.

Рецензенти:

Марущак Уляна Дмитрівна – к.т.н., доцент кафедри будівельного виробництва ІБІД, НУ «Львівська політехніка»

Бабаджанова Ольга Федорівна – к.т.н., доцент кафедри цивільного захисту та комп'ютерного моделювання екогеофізичних процесів Львівського державного університету безпеки життєдіяльності.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2019

© Г.Я. Шевчук, М.П. Генсецький, В.М. Бідось

УДК 669.293.5.293.784

V.V. Shyrokov[1], Ch.B. Vasyliv[2], O.V. Shyrokov[1], I.O. Shakhbazov[1], V.A. Kolomiiets[3], O.O. Palamar[1], O.I. Datsii[1]

[1] Ukraine Academy of Printing,

[2] National Academy of Sciences of Ukraine, Karpenko Physic-Mechanical Institute,

[3] Ivan Franko National University of L'viv

EVOLUTION OF THE STRUCTURE AND PHYSIC-MECHANICAL PROPERTIES OF VANADIUM AND V-Zr-C ALLOY AT LONG-TERM HIGH-TEMPERATURE LOADS

Results of complex high-temperature tests of vanadium (technical cleanliness) and V-Zr-C alloy are presented. High stability of physical-mechanical properties and structures after holding in oil-less vacuum at 1073 K during 1000 hours at pressure up to 0,75·σ_e from border of long-term durability had been established.

Key words: *vanadium, V-Zr-C alloy, structure, physical-mechanical properties.*

В.В. Широков, Х.Б. Василів, О.В. Широков, Я.О. Шахбазов, В.А. Коломієць, О.О. Паламар, О.І. Дацій

ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВАНАДІЮ ТА V-Zr-C СПЛАВУ ЗА ДОВГОТРИВАЛИХ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ НАВАНТАЖЕНЬ

Наведено результати комплексних високотемпературних випробувань ванадію (технічної чистоти) та сплаву V-Zr-C. Встановлено високу стабільність фізико-механічних властивостей і структур після утримання в безмасляному вакуумі при 1073 К протягом 1000 годин і напруженнях до 0,75 від межі довгостривалої міцності.

***Ключові слова*:** ванадій, сплав V-Zr-C, структура, фізико-механічні властивості

В.В. Широков, Х.Б. Василив, А.В. Широков, Я.О. Шахбазов, В.А. Коломиец, О.О. Паламар, О.І. Даций

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВАНАДИЯ И V-Zr-C СПЛАВА ПРИ ДЛИТЕЛЬНЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ НАГРУЗКАХ

Приведены результаты комплексных высокотемпературных испытаний ванадия (технической чистоты) и сплава V-Zr-C. Установлена высокая стабильность физико-механических свойств и структур после содержания в безмасляном вакууме при 1073 К в течение 1000 часов и напряжении до 0,75 от границы длительной прочности.

Ключевые слова: *ванадий, сплав V-Zr-C, структура, физико-механические свойства.*

1. Introduction.

By its functional and physical-mechanical properties, vanadium alloys potentially dominate most of the possible structural materials for the first wall and fuel elements of nuclear and thermonuclear reactors of a new generation of diverse applications. In addition, vanadium is much lighter than most refractory metals, so it is used in the aerospace industry, dual-use products, where high specific strength is very important [1-5]. However, at temperatures above 1000-1200 K in connection with the intensification of diffusion processes and the possible unstrengthening the use of vanadium and its alloys is debatable. Problem of predicting changes in their properties during prolonged use is particularly acute. At the same time, the issue of ensuring the stability of the physical and mechanical properties of structural materials and estimating of the concerned products' exploitation resource are not yet resolved [2-4].

Typically, the purpose of research in this area is to establish critical conditions for their load, in which the properties are sharply deteriorating, the study of accompanying processes, the acquisition of new data to complete the construction of elements of a thoroughly substantiated theory of deformation and destruction of the metal.

In some simple cases, some dependencies of deformation of materials on the level of destructive stresses have been known for a long time [6, 7]. However, the relationship between the levels of existing stresses and the behavior of the metal in the process of deformation becomes more multifaceted, especially in complicated operating conditions – in the case of a joint effect of the previous deformation and temperature, the working environment, as well as other types of interaction.

Also prolonged exploitation leads to the degradation of the service properties of most structural materials. Important factors that accelerate it are temperature, the level of load, the time, during which they are operating, structural instability.

For a wide range of vanadium-based alloys as the basic [8], the alloy of the V-Zr-C system with a ratio of the amount of zirconium to carbon is close to 1 is considered, which results in the separation of the main ZrC carbide and, to a lesser extent, V_2C in the matrix.

© V.V. Shyrokov, Ch.B. Vasyliv, O.V. Shyrokov, I.O. Shakhbazov, V.A. Kolomiiets, O.O. Palamar, O.I. Datsii

For optimum morphology and volumetric content of carbides, the strength of vanadium increases [4, 5]. However, now there are no adequate methods for forecasting the influence of these factors on the stability of the physical and mechanical properties of metallic materials, especially heterogeneous and complex alloyed alloys, to which alloys of the V-Zr-C system belong, which complicates their application as structural.

Objective. The paper is devoted to the study of the effect of tensile stresses and their duration on elevated (1073 K) temperatures on the physical and mechanical properties of vanadium and the alloy of the vanadium-zirconium-carbon system in order to evaluate their stability.

2. Experimental procedure

The objects of the study were vanadium of technical purity (further V) and the alloy V-2,6 Zr-0,37 C (% wt) in which the atomic ratio Zr / C = 1,68 / 1,57 = 1,07 was provided with the formation of dispersed emissions secondary phases.

The method [7, 10] of the preliminary (non-destructive) loading ${}_n\sigma$, applying is put into practice, which allows to reveal regularities and interconnections of deformation processes, changes of physical and chemical properties so as structural transformations, the analysis of last lets to predict the material's boundary state before destruction. Small-scale samples [10] were used, which were made by die-cutting of sheet material in 1 mm thickness and 40 mm total length, with the further finishing to the given form by grinding. The justification of such sizes samples use in the case of resource tests was substantiated in [10], but as to vanadium, its alloys and other high-temperature metals, it was confirmed in [4, 6, 9].

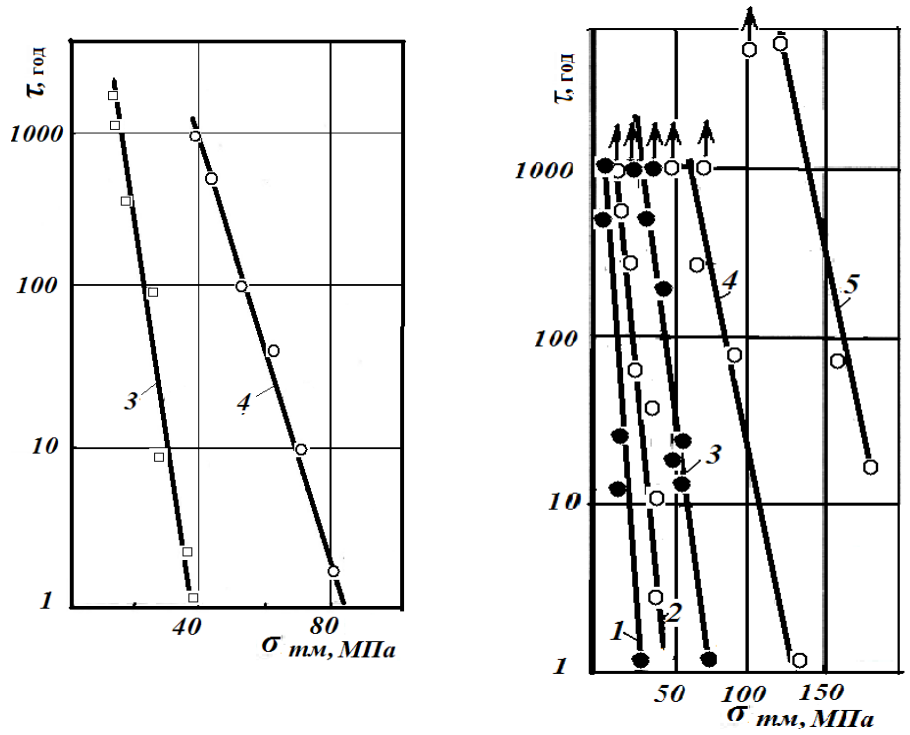
The specificity of research of the deformed metals' physical and mechanical properties should ensure the identity of the conditions, thus it is expedient to use multipositional machines, developed and described by the authors [10], in which at the same time, under the static load, there were 60 models. Whereas impurities of embodiment are significantly influencing on mechanical properties of vanadium [11], the vacuum atmosphere was maintained constantly by composition and rarity during the tests.

3. Results and discussion

In order to minimize the possible influence of the residual atmosphere components, resource tests were carried out in oil-less vacuum ~10^{-4} Pa. Then structural changes were studied with metallographic (MIM-9) and X-ray diffraction analyzes (DRON-3), physical (microhardness, micro thermal electromotive force (TEMF)) and mechanical properties by stretching with a deformation rate of $5\cdot10^{-3}$ s^{-1} in the environment of spectrally pure argon. X-ray structural studies of lattice constant were performed using the Debye-Scherrer-Hell method on an X-ray machine URS-55 using a chrome anode CNS-2 tube (mode U = 40 kV, I = 12 mA). Exposure of samples in the form of 0.5 mm diameter columns was carried out in the cell of the LCU. In addition, after exposure, the oxygen and hydrogen content inside the metal was monitored by vacuum melting in the C143M1 device. In addition, the Bruker AXS Microanalysis GmbH (Germany) analyzer was used widely.

On the base of the analysis of the results of long-term strength tests at 1073 K in a vacuum of 1.03×10^{-4} Pa (Fig. 1), it was found that the corresponding curves for unalloyed vanadium and for the alloy based on it in the system of semi-logarithmic coordinates "lgτ-σ" for ≥ 1000 hours have a shape close to the linear one. This allowed to set, by the help of the extrapolation method, the value of the previous loads on the model in aim to generate a given voltage level that corresponds to specific coefficients of k_n of the previous load in a step that takes into account the nonlinear nature of their effect on the properties of the metal. In particular, the level of the previous load's stresses was ${}_n\sigma=k_n\cdot\sigma_{тм}^{*}$, where $\sigma_{тм}^{*}$ is the critical level of the destructive stresses (coincides with the durability limit ($\sigma_{тм}$)), and k_n is within $0\leq k_n \leq 1$ (Table 1).

© V.V. Shyrokov, Ch.B. Vasyliv, O.V. Shyrokov, I.O. Shakhbazov, V.A. Kolomiiets, O.O. Palamar, O.I. Datsii



a b

Fig. 1. **Prolonged durability of vanadium (a) and a V-Zr-C alloy (b) in a vacuum at temperatures:**
1 – 1373K, 2 – 1273K, 3 – 1173K, 4 – 1073K, 5 - 973K.

The metallographic analysis of the inner layers (Fig. 2) of unalloyed vanadium samples shows that during holdings the number of textured grains decreases in time as compared to the metal in the initial state (after annealing). The equilibrium of the grain structure is increasing. For large increases in the grain body, a small number of fine-discharged secondary phases are observed, obviously vanadium oxides and carbides [1]. Quantitative and morphological correlations for emissions with previous stresses duration or level had not been determined, what is consistent with the data [1, 9]. In the case of an alloy, relatively large formations are dominating been identified as zirconium carbide [1].

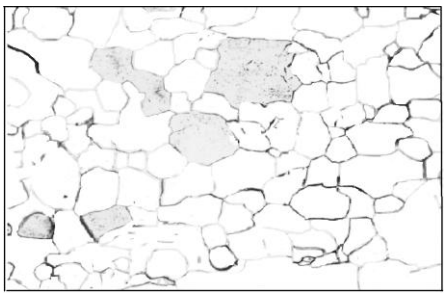
Table 1

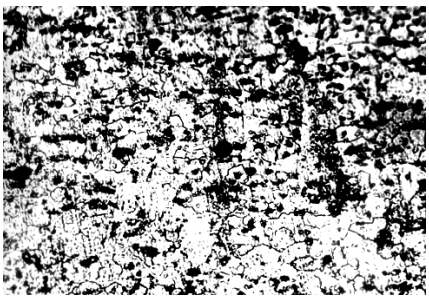
Influence of preliminary holdings at 1073K in vacuum on mechanical properties ($\sigma_в$, $\sigma_т$, MPa) of unalloyed vanadium.

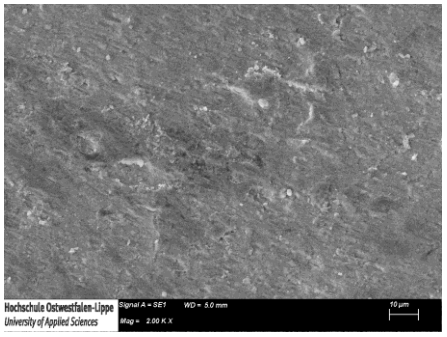
Holding time, h	Strength characteristics; Coefficient of prev. load	${}_n\sigma$, MPa					
		0	10	20	30	40	50
100	$\sigma_в/\sigma_т$, MPa	297/-	323/-	302/-	-/-	285/-	270/-
	k_n	0	0,182	0,364	-/-	0,727	0,909
500	$\sigma_в/\sigma_т$, MPa	352/305	316/302	340/301	-/-	315/303	-/-
	k_n	0	0,222	0,444	-/-	0,889	-/-
1000	$\sigma_в/\sigma_т$, MPa	363/350	374/345	370/325	340/334	-/-	-/-
	k_n	0	0,250	0,500	0,750	-/-	-/-

Under common conditions (293 K, 105 kPa) after vacuum annealing at 1273 K for 1 hour. $\sigma_в$ = 350 MPa, $\sigma_т$ = 250 MPa.

© V.V. Shyrokov, Ch.B. Vasyliv, O.V. Shyrokov, I.O. Shakhbazov, V.A. Kolomiiets, O.O. Palamar, O.I. Datsii


a)


b)



c)

Fig. 2. **The structure of vanadium (a) and V-Zr-C alloy (b). Exposure without load at 1073 K for 100 h (×450); c – X-ray electron microscope image of the V-Zr-C alloy surface before annealing (×2000).**

According to the results of mechanical tests (Table 1), after holdings under load, the ratio $\sigma_в/\sigma_т$ decreases from 1.4 to 1.02. With an increase of the previous load's stresses up to ${}_n\sigma$ = 30 MPa, regardless of the holding time, the strength limit of vanadium practically does not change, and the fluidity limit slightly exceeds one in comparison with the initial state. At ${}_n\sigma$ > 30 MPa (k_n≈0.5), a tendency is observed for a slight decrease for $\sigma_в$ and $\sigma_т$ (Fig. 2). Numerical values falls into a narrow band from 0 to 5 MPa, which is close to the spread of errors for this type of test.

In the case of an alloy (Table 2), after the holdings the ratio $\sigma_в/\sigma_т$ decreases from 1.2…1.1 to 1.04. With the increase of the previous load to ${}_n\sigma$ = 60 MPa, the strength characteristics of the alloy increases subsequently (Fig. 3) and reaches the maximum values after aging for 1000 hours.

Table 2

Influence of preliminary holdings at 1073K in vacuum on mechanical properties ($\sigma_в$, $\sigma_т$, MPa) of an alloy.

Holding time, h	Strength characteristics; coefficient of prev. load	${}_n\sigma$, MPa				
		0	10	20	40	60
100	$\sigma_в/\sigma_т$, MPa	400/340	400/325	395/330	390/324	385/320
	k_n	0	0,125	0,250	0,500	0,75
500	$\sigma_в/\sigma_т$, MPa	418/340	425/360	420/380	410/340	405/330
	k_n	0	0,143	0,286	0,571	0,857
1000	$\sigma_в/\sigma_т$, MPa	470/427	455/-	455/440	455/400	440/420
	k_n	0	0,167	0,333	0,667	1

Under common conditions after vacuum annealing at 1273 K for 1 hour. $\sigma_в$ = 376 MPa, $\sigma_т$ = 270 MPa.

© V.V. Shyrokov, Ch.B. Vasyliv, O.V. Shyrokov, I.O. Shakhbazov, V.A. Kolomiiets, O.O. Palamar, O.I. Datsii

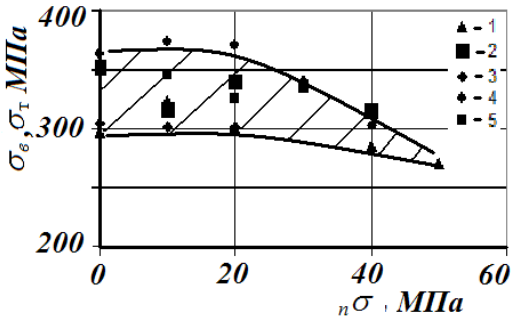


Fig. 3. **Influence of preliminary holdings under stress ($_n\sigma$) in vacuum on the mechanical properties of vanadium: 1 - $\sigma_в$, 100 h; 2 - $\sigma_в$, 500 h; 3 - $\sigma_т$, 500 h; 4 - $\sigma_в$, 1000 h; 5 - $\sigma_т$, 1000 h.**

The obtained results (Figs 3, 4) evince to the high stability of the mechanical properties of vanadium and the alloy on its basis. Nevertheless, this is not enough to assume that thermally activated processes at this temperature are inhibited and their harmful effects (for example loss of durability, embrittlement) are impossible. It requires using additional research methods, including physical ones.

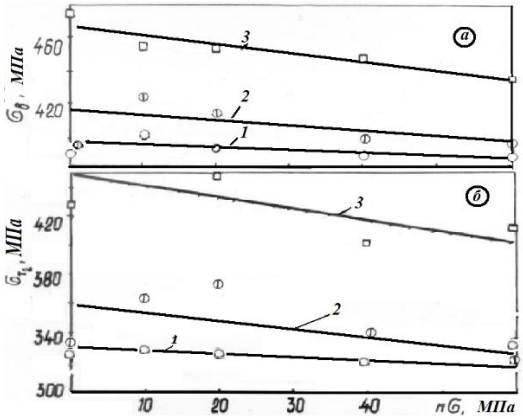


Fig. 4. **Influence of preliminary holdings under stress ($_n\sigma$) in vacuum on the mechanical properties of V-Zr-C alloy: ultimate strength (a) and lower limit of fluidity (b) after holdings of 1 – 100 h; 2 – 500 h; 3 – 1000 h.**

A volume-centered cubic lattice with a constant of 0.30323 nm characterizes the unalloyed vanadium VnM2. In the process of resource testing, a linear increase of the samples' lattice constant over time and the level of loads was established (Fig. 5) compared with the lattice of witness samples (ones were in identical temperature-time conditions as the rest, but without load). This shows that in the matrix it is possible to proceed with the processes of the ordering of embodiment impurities, flow from the residual atmosphere, in particular carbon and oxygen [**8-13**], their binding to the compounds V_2C and VO, the decomposition of similar impurity compounds.

The V-Zr-C alloy is characterized by a volume-centered cubic lattice with a constant 0.30310 nm somewhat lower than one of technical purity unalloyed vanadium (a = 0.30323 nm). This is primarily due to the lower content of vanadium nitrogen and a carbon to zirconium carbide binding in the alloy. In the process of resource testing, an ambiguous dependence of a sample's lattice constant on time and load levels was established. (Fig. 6). Comparison with a lattice of witness samples (which were in identical temperature-time conditions, as well as the rest, but not loaded) testifies that in the matrix it is possible to proceed with the processes of the embodiment impurities ordering. Also flow can be occurred from the residual atmosphere, in particular carbon and oxygen [8, 9], their binding to the compounds V_2C and VO, so as ordering of other disperse alloy compounds, in particular ZrC carbide. The constant values for carbide (in dependence of the aging time has a complex relationship with the maximum within 500 hours. (Fig. 6, curve 2).

© V.V. Shyrokov, Ch.B. Vasyliv, O.V. Shyrokov, I.O. Shakhbazov, V.A. Kolomiiets, O.O. Palamar, O.I. Datsii

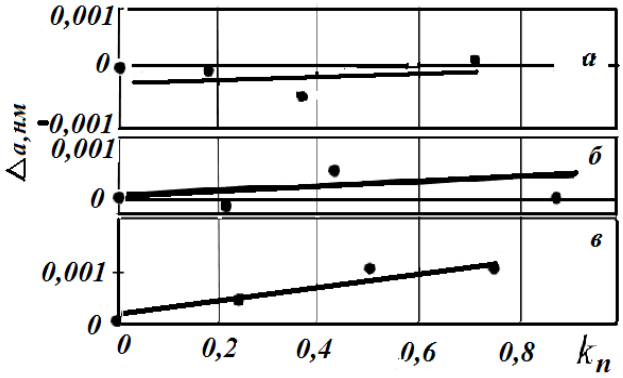
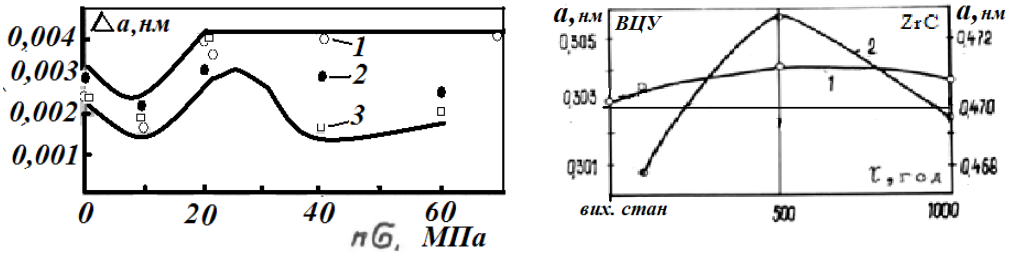


Fig. 5. **Influence of resource tests at 1073 K on changes of the vanadium lattice constant: a – 100 h, b – 500 h, c – 1000 h.**



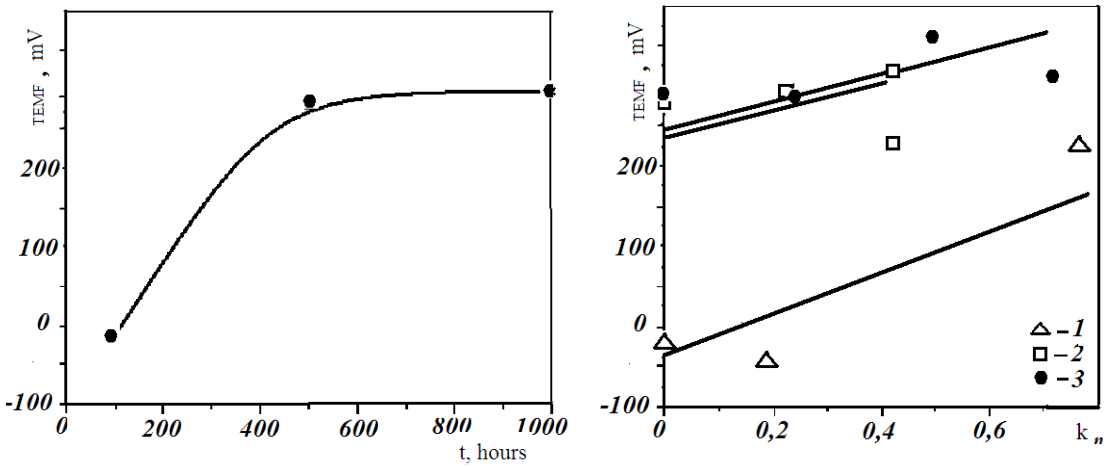
a) b)

Fig. 6. **Influence of loads at 1073 K on changes of the V-Zr-C alloy lattice constant during (a): 1 – 100 h, 2 – 500 h, 3 – 1000 h and the test time (b) on the lattice constant of the matrix (1) and zirconium carbide (2) without load.**

In addition, it is possible to evaluate the processes occurring in a metal by studying changes in its thermoelectric properties.

Thermoelectric phenomena in metals and alloys are complex as a rule, but they are sensitive to changes in their chemical composition and defects [14, 15]. Emergence of TEMF is possible due to the contact potential difference and dependently on the lattice heat fluctuations and the diffusion of electrons.

In fig. 7 shows the curves of dependencies of TEMF on the conditions of resource tests. The course of the TEMF dependences shows that the stabilization of the vanadium thermoelectric properties occurs only after 500-hours holding (Fig. 7a). Its fluctuations, irrespective of the level of applied loads during 500 and 1000 hours, are insignificant (Fig. 7b). However, during the first 100 hours the stabilization is characteristic only for the material that was under the maximum load.



a) b)

Fig.7. **Influence of duration (a) of resource tests at T = 1073 K ($_n\sigma$ = 0) and the level of preliminary loads (b) on TEMF of vanadium: 1 – 100 h; 2 – 500 h; 3 – 1000 h**

© V.V. Shyrokov, Ch.B. Vasyliv, O.V. Shyrokov, I.O. Shakhbazov, V.A. Kolomiiets, O.O. Palamar, O.I. Datsii

In fig. 8 the dependence is given for the TEMF by the time of the alloy resource test. The course of the TEMF dependence indicates that one significantly decreases with the increase in the duration (Fig. 8).

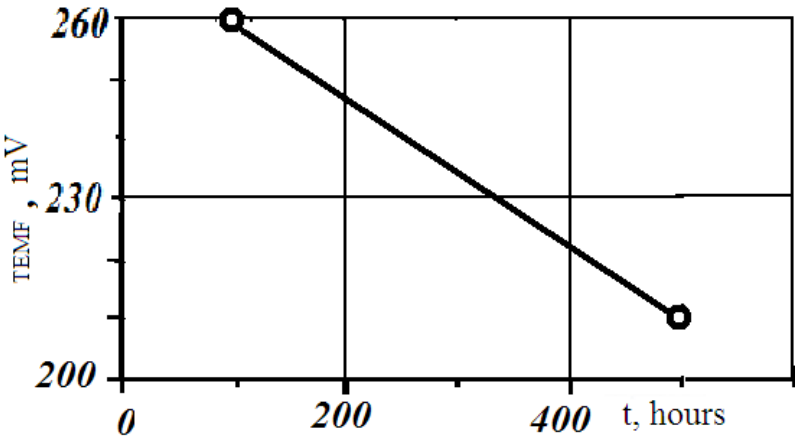


Fig. 8. **Influence of aging time at 1073 K on the TEMF of the V-Zr-C alloy**

Thereby revealed that in the process of resource testing, unalloyed vanadium is characterizing by high stability of mechanical properties in vacuum at 1073 K. Minor changes of $\sigma_в$, $\sigma_т$ for witness samples after holdings confirmed the conclusion. However, deviation of the lattice parameter (Fig. 5) by the time of holding and the k_n level indicates an accumulation of defects in it. In particular, the growth of the lattice parameter is possible due to the dissolution in the vanadium, first of all oxygen, source of which is a high-temperature environment. According to [10], their dissolution in the vanadium lattice to 1% leads to an increase of 0.00038 ... 0.00041 nm. Consequently, the ability to absorb oxygen at high temperatures remains even in the conditions of "oil-less" high vacuum.

During the resource tests of the alloy in vacuum at 1073 K it has a high stability of mechanical properties. Conclusions are similar to the previous paragraph for the V-Zr-C alloy, i.e. about the behavior of mechanical properties (Fig. 6). Nonetheless, the growth of the lattice parameter is possible due to the dissolution in the vanadium, the embodiment impurities, source of which is a high-temperature environment. Compared to unalloyed vanadium, under the remaining identical test conditions, the V-Zr-C alloy absorbs more oxygen (Table 3). In addition, a lattice constant can be affected also by carbon released or bound during the forming process of zirconium carbide of variable stoichiometry.

According to the modern Mott-Johns band theory of electroconductivity, the thermoelectric properties are extremely sensitive to structural and least changes in the electron energy spectrum of metals. The presence of structural inhomogeneity such as crystal lattice defects, impurities, residual stresses, plastic strain and their effects are appearing in the shape of corresponding dependency curves (Fig. 7, 8). TEMF increases with time and level of previous loads. Its relative changes are much larger than other characteristics. Stabilization takes place only after 500 hours of exposure.

Table 3

Holding effect in vacuum at 1073K for the contents of the embodiment elements.

Explored materials		State	Content of alloying elements and impurities of embodiment, % wt					
			V	Zr	C	O	N	H
VnM2		After annealing	remain der	-	0,050	0,050	0,040	0,001
		100 hours		-	0,050	0,010	0,040	0,001
		500 hours		-	0,050	0,017	0,040	0,001
		1000 hours		-	0,050	0,016	0,040	0,001
V - Zr–C		After annealing	remain der	3,0	0,370	0,010	0,008	0,001
		100 hours		3,0	0,370	0,030	0,008	0,001
		500 hours		3,0	0,370	0,018	0,008	0,001
		1000 hours		3,0	0,370	0,020	0,008	0,001

4. Conclusions

On the basis of the analysis of experimental results, it has been established that in oil-less vacuum, a prolonged load of up to 1000 hours and its level at 1073 K does not significantly affect the mechanical properties of vanadium of technical purity and its alloy.

In the process of exposure, metal absorption of impurities from the residual atmosphere is possible, which is accompanied by the growth of a lattice constant and TEMF. Their values increase with time and load levels.

The maximum sensitivity to the state of the metal is detected by the application of the thermoelectric method.

References

[1] P.F. Zheng *et al.* Effects of dispersion particle agents on the hardening of V–4Cr–4Ti / Journal of Nuclear Materials, 455 (2014), pp. 669–675.

[2] Harrod D.H., Gold R.E. Mechanical properties of vanadium and vanadium-base alloys // Inter. Met. Rev. - 1980. - V.25, №4. - pp. 163-221.

[3] Takuya Nagasaka *et al.* Development of fabrication technology for low activation vanadium alloys as fusion blanket structural materials // *Nucl. Fusion*, 46. (2006), pp. 618-625.

[4] V. V. Shyrokov, Ch. B. Vasyliv, O. V. Shyrokov. Ways of improving the high-temperature work service of vanadium and some alloys used in reactors / Journal of Nuclear Materials, 394(2009), pp. 114-122.

[5] T. Muroga *et al.* Present status of vanadium alloys for fusion applications // Journal of Nuclear Materials, 455, (2014), pp. 263–268.

[6] Vladymyr V. Shyrokov, Orest S. Tcvikilevitch, Chrystyna B. Vasyliv. Stability of strengthened niobium alloys in long-term high-temperature loading conditions / Z. Metallkunde, 93(2002) №11, pp. 1123-1131.

[7] Engineering Materials / Michael F. Ashby, David R. H. Jones; University of Cambridge. – 3-rd ed. - Amsterdam etc., 2005 - 2006.

[8] V. V. Shirokov. Methods of improving the high-temperature strength and corrosion resistance of vanadium and certain alloys used in reactors. Materials Science, Volume 35, Number 3 / May, 1999, pp. 401-417.

[9] The effect of thermomechanical treatment conditions on microstructure and mechanical properties of the V-Me(Cr, W)-Zr-C alloys / A.N. Tyumentsev , I.A. Ditenberg, K.V. Grinyaev *et al* / ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2014, т. 37, вып.1.

[10] G.G. Maksimovich, Micromechanical Tests of Metals and Alloys [in Russian], Naukova Dumka. Kiev (1976).

[11] Koyama M., Fukumoto K., Matsui H. Effect of purity on high temperature mechanical properties of vanadium alloys. — J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329—333, pp. 442–446.

[12] Kramer K.M. Ausscheidungsvorgangen in Rein-vanadin und Vanadin-Titan-Legirungen // J. of Less-Com. Met. - 1970. V.21, - S.365-382.

[13] E. Fromm and E. Gebhardt, Gase und Kohlenstoff in Metallen, Springer, Berlin (1976)

[14] Prajapati S. Potential drop detection of creep damage in the vicinity of welds / S. Prajapati, P.B. Nagy, P.Cawley // NDT&E Int.47, 2012.- pp. 56-65.

[15] Soldatov A.A. Control of the plastic de thermos-electric method // Journal of International Scientific Publications / Materials, Methods and Technologies, 2011. –v.5. №3. pp. 148-155.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2019

© V.V. Shyrokov, Ch.B. Vasyliv, O.V. Shyrokov, I.O. Shakhbazov, V.A. Kolomiiets, O.O. Palamar, O.I. Datsii

УДК 621.74.046

І.О. Шуляр, С.Л. Борущак
Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ВИГОТОВЛЕННЯ НА СТІЙКІСТЬ ПОРОДОРУЙНІВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ДОЛІТ

Розглядається проблема дослідження впливу на стійкість робочої частини бурових доліт способу отримання його породоруйнівних елементів. Досліджено породоруйнівні елементи виготовлені об'ємним армуванням у нерухомі форми, відцентровим армуванням у форми, ***що обертаються навколо однієї або двох осей. Встановлено вплив законів розподілу твердосплавних частинок на їх концентрацію*** *в перехідній* ***зоні. Встановлено показники абразивної, ударно-абразивної та ударно-втомної стійкості і їх залежності від технологічних параметрів виготовлення породоруйнівних елементів бурових доліт.***

Ключові слова: *породоруйнівний елемент, технологічні параметри, знос, ударно-абразивна, ударно-втомна стійкість.*

И.О. Шуляр, С.Л. Борущак

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НА СТОЙКОСТЬ ПОРОДОРАЗРУШАЮЩИХ ЕЛЕМЕНТОВ ДОЛОТ

Рассматривается проблема исследования влияния на стойкость рабочей части буровых долот способа получения его породоразрушающих элементов. Исследованы породоразрушающие элементы изготовленные объемным армированием в неподвижные формы, центробежным армированием в формы, вращающиеся вокруг одной или двух осей. Установлено влияние законов распределения твердосплавных частиц на их концентрацию в переходной зоне. Установлены показатели абразивной, ударно-абразивной и ударно-усталостной стойкости и их зависимости от технологических параметров изготовления породоразрушающих элементов буровых долот.

Ключевые слова: *породоразрушающий элемент, технологические параметры, износ, ударноабразивная, ударно-усталостная стойкость.*

I. Shuliar, S. Boruchak

STUDY OF THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE DURABILITY OF ROCK-CUTTING ELEMENTS OF BITS

The problem of research the effect on quality indicators of the working drill bits parts and the way of getting its cutters is discussed .It was investigated, the cutters are made with reinforcement elements in the fixed bulk form centrifugal reinforcement in the form of rotating around its vertical axis and shaped, rotating around two mutually perpendicular axes. The experiments were made using casting equipment. The dependence of the concentration of the solid alloy from the heating temperature and the speed of the mold as well as the number of slave carbide were explored. The effect of the laws of distribution of carbide particles on their concentration in the transition zone from the working to the shank of the cutter was established. Indicators of abrasive, shock - an abrasive and shock - the fatigue life and their dependence on the technological parameters of manufacturing cutters drill bits were set.

Keywords: *rock-breaking element, process parameters , wear, shock – abrasion, impact - fatigue resistance.*

Постановка проблеми. Продуктивність буріння нафтових і газових свердловин в значній мірі залежить від надійності, продуктивності і довговічності бурових шарошкових доліт. Залежно від типу долота функцію породоруйнівних елементів виконують зуби, виготовлені як одне ціле з шарошкою або зубці, що запресовуються у тіло шарошки.

Зазвичай у промисловості зуби шарошок, доліт, призначених для розбурювання м'яких і середньом'яких порід, отримують шляхом фрезерування западин між зубами на кованих заготовках шарошок або литвом заготовок шарошок в оболонкові форми чи кокіль [1]. Для надання зубам шарошок необхідної твердості і зносостійкості їхню робочу поверхню армують зернистим карбідом вольфраму методом індукційного [2–4] або газополуменевого наплавлення [5, 6]. Отримані таким чином зуби не забезпечують високих експлуатаційних характеристик доліт з тієї причини, що при зменшенні товщини армованого шару останній під впливом динамічних навантажень інтенсивно сколюється з поверхні зубів, що спричинює вихід з ладу бурового інструменту [7].

Шарошки доліт, призначених для буріння твердих порід, оснащують суцільними твердосплавними зубцями з голівкою сферичної або клиноподібної форми. Зубці виготовляють методом порошкової металургії з карбідів вольфраму та порошку металічного кобальту. Циліндричною частиною зубці запресовують у тіло шарошки, що має високу пластичність, і тільки поверхневий шар насичують вуглецем і цементують. В процесі роботи долота під дією знакозмінних динамічних навантажень зубці розтріскуються або розбивають отвір в тілі шарошки і випадають. В результаті не тільки шарошка втрачає свої експлуатаційні властивості, але й частинки

© І.О. Шуляр, С.Л. Борущак

зруйнованих зубців на вибої призводять до пошкодження металевих частин долота [7].

Запропонована нами вдосконалена технологія виготовлення породоруйнівних елементів бурових та породоруйнуючих інструментів об'ємним армуванням в процесі відцентрового литва [8–10] забезпечує цим елементам комплексні експлуатаційні показники - високу твердість і зносостійкість робочої зони у поєднанні з пластичністю основи цих елементів. Вищезгадана технологія містить в собі операції ливарного виробництва, армування в процесі литва, термообробки, механічної обробки виливків з метою отримання потрібної точності і шорсткості і т.п. Водночас технологія об'ємного армування може бути застосована для отримання високих експлуатаційних характеристик не тільки бурових доліт, а також інших інструментів, що працюють в умовах значних динамічних і статичних навантажень в присутності абразивного середовища.

Саме тому виникла необхідність дослідження впливу способу отримання заготовки та його технологічних параметрів на показники стійкості робочої частини інструментів**.**

Аналіз останніх *досліджень* і публікацій. Відомо, що основними показниками стійкості заготовок породоруйнівних елементів доліт, отриманих за технологією об'ємного армування в процесі відцентрового литва, є концентрація армуючих частинок в об'ємі армованої зони, конфігурація цієї зони та її розміщення в об'ємі виробу, ступінь легування металозв'язки елементами армуючих частинок. В кінцевому результаті перелічені характеристики визначають твердість зубів та зубців шарошок, їхню механічну міцність та стійкість до абразивного і ударно-абразивного спрацювання на вибої [1, 7]. Попередніми дослідженнями [11–14] було виявлено загальні закономірності процесу об'ємного армування в процесі відцентрового литва і залежності параметрів якості породоруйнуючих елементів доліт від основних параметрів згаданого процесу. Встановлено, що частота обертання ливарної форми та її температура, температура рідкого металу і маса армуючих частинок першочергово впливають на конфігурацію власне армованої зони в тілі виливка. Розмір армуючих частинок першочергово визначає ступінь їх розчинення в рідкому металі і, відповідно, такі фізико – механічні властивості металічної матриці, як пластичність і твердість, а отже і здатність утримувати армуючі частинки в тілі інструменту. Розроблена нами технологія і устаткування для її реалізації дозволяють суттєво розширити можливості вже відомого методу відцентрового армування. Такими вдосконаленнями є можливість зміни положення осі обертання ливарної форми в процесі литва, регулювання швидкості та місця введення армуючих частинок в рідкий метал, можливість зміни кінематичних параметрів процесу [15–17]. Очевидно, що за допомогою вдосконаленої технології можна отримувати широкий спектр виробів для оснащення ними не тільки бурових доліт і породоруйнуючих інструментів, але й робочих елементів обладнання гірничозбагачувальної промисловості, яке призначене для подрібнення породи. Отже, детальне дослідження залежності стійкості від технологічних параметрів процесу виготовлення є запорукою ефективного застосування розробленої технології**.**

Постановка завдань. Метою даної роботи є дослідження впливу способу отримання заготовки, його технологічних параметрів та характеристик армованої зони на стійкість породоруйнуючих елементів бурових доліт. При цьому передбачається проведення експериментів з використанням розробленого нами ливарного обладнання, встановлення показників абразивної, ударно-абразивної та ударно-втомної стійкості робочої зони породоруйнуючих елементів доліт.

Викладення основного матеріалу. Нами досліджувались зубці шарошок бурових доліт, виготовлені способами:

– об'ємного армування виливків у нерухомих формах;

– відцентрового армування у формах, що обертаються навколо вертикальної осі;

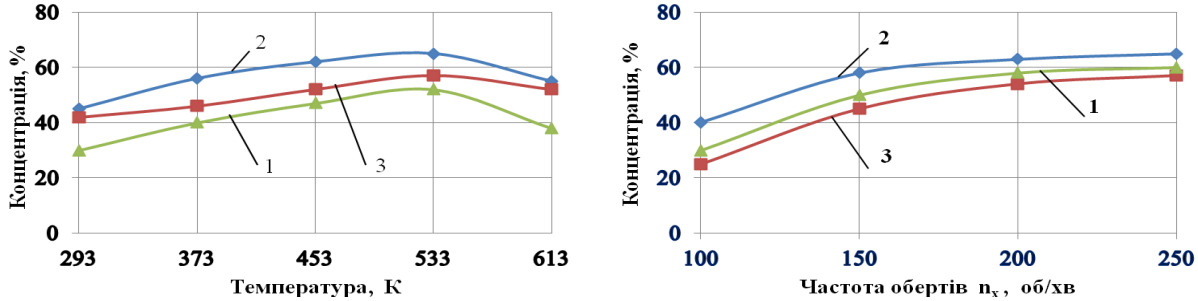
– відцентрового армування у формах, що обертаються навколо двох взаємно перпендикулярних осей.

Експлуатаційні показники бурового інструменту, одержаного відцентровим армуванням, першочергово залежать від якості армованої зони. Комплексним показником якості армованої зони є концентрація твердого сплаву в ній.

Основні закономірності впливу параметрів розробленого процесу армування на концентрацію твердого сплаву реліт наступні. Переважаючий вплив на якість армування має температура нагрівання форми, маса і грануляція реліту.

Процес реалізується в нешироком інтервалі температур від 470К до 610К. Зниження температури форми до 293К супроводжується різким зниженням концентрації реліту до 35 – 40%, оскільки термічний цикл процесу армування дуже малий і кристалізація металу в армованій зоні відбувається дуже швидко. Підвищення нагрівання форми до 650К – 700К викликає швидке розчинення гранул реліту, тому його концентрація зменшується до 40 – 45 %, а сама армована

зона стає високолегованою із значним вмістом карбідів. Найбільшу концентрацію твердого сплаву до 62% досягається при використанні реліту грануляцією 1,0 мм, оскільки зменшення розмірів до 0,63 мм супроводжується їх швидким розчиненням, а збільшення до 1,6 мм викликає швидку кристалізацію металозв'язки (рис. 1,а).



а б

Рис. 1. **Вплив температури нагрівання (а) та частоти обертання форми навколо горизонтальної осі (б) на концентрацію реліту в армованій зоні при різних його грануляціях: 1 - 0,63 мм; 2 - 1,0 мм; 3 - 1,6 мм**

Співвідношення частот обертання ливарної форми суттєво впливає на конфігурацію одержаної армованої зони, тому дослідження проводилися при фіксованому оптимальному значенні частоти обертання відносно вертикальної осі (рис. 1,б). Це значення встановлено попередніми методичними експериментами. Характер впливу частоти обертання форми відносно горизонтальної осі суттєво залежить від грануляції використовуваного реліту. Максимальної концентрації твердого сплаву вдається досягнути при грануляції 1,0 мм. Легше управляти процесом при використанні гранул розміром 1,6 мм. Менш чутливий процес до зміни частоти обертання навколо горизонтальної осі для грануляції 0,63 мм, оскільки в цьому випадку переважає вплив в'язкості металу матриці, який кристалізується. Зниження частоти обертання менше 150 хв$^{-1}$ призводить до значного зниження концентрації реліту в армованій зоні. Збільшення частоти обертання понад 300 хв$^{-1}$ призводить до підвищення концентрації твердого сплаву і зменшення відсоткового вмісту металозв'язки. Із зменшенням частоти обертання форми відносно вертикальної осі нижче встановленого оптимуму, процес армування стає нестабільним і важкокерованим, а з її збільшенням понад 800 хв$^{-1}$ практично неможливо одержати потрібну конфігурацію армованої зони в об'ємі виливка, оскільки бокові сторони практично не армуються.

Зміна кількості введеного реліту при армуванні досить суттєво визначає його концентрацію в армованій зоні (рис. 2) хоча найбільшої концентрації досягається при грануляції 1.0 мм і дещо меншої – при 1,6 мм. Зменшення кількості введеного реліту знижує його концентрацію на 12 – 15 % з одночасним звуженням армованої зони, а збільшення кількості гранул понад встановлений оптимум супроводжується різким падінням концентрації на 25 – 40 % і збільшенням загального об'єму армування. Очевидним поясненням цьому є зменшення часу кристалізації металу в зоні армування і повільне проходження гранул до периферійних об'ємів виливка.

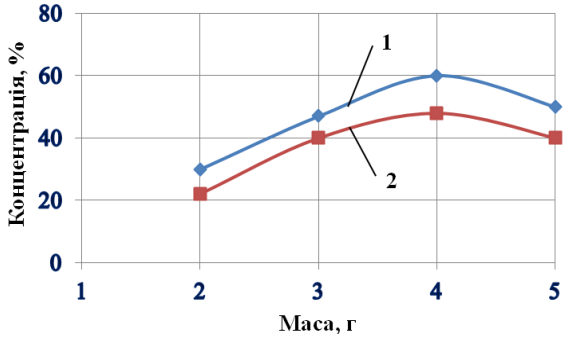


Рис. 2. **Вплив маси введеного реліту на його концентрацію в армованій зоні при грануляції: 1 – 1,0 мм; 2 – 1,6**

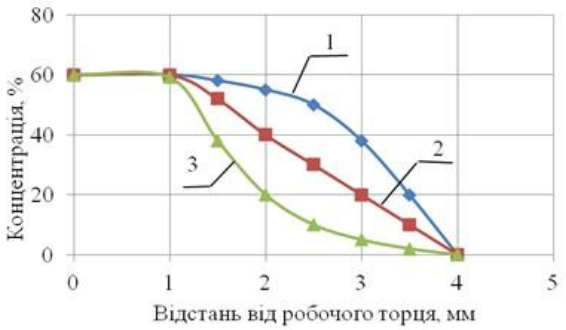


Рис. 3. **Розподіл концентрації твердого сплаву в сталевій матриці вздовж осі зубка в напрямку від робочого торця до хвостової частини: 1 – за нелінійним законом зі спадаючим градієнтом; 2 – за лінійним законом; 3 – за нелінійним законом із зростаючим градієнтом**

© І.О. Шуляр, С.Л. Борущак

Змінюючи основні технологічні параметри можна досягнути розподілу концентрації армуючих частинок в армованій зоні, які б підлягали певним законам розподілу. Теоретично обґрунтовано, що концентрація армуючих частинок зменшується в напрямі від робочого торця до хвостової частини за: нелінійним законом із спадаючим градієнтом, лінійним законом, нелінійним законом із зростаючим градієнтом (рис. 3). На розподіл напружень в тілі зубця найліпше впливає розподіл концентрації армуючих частинок, який змінюється за нелінійним законом із спадаючим градієнтом.

Абразивне зношування визначає показники роботи породоруйнівних елементів і довговічність бурового долота в цілому. Дослідження абразивного зношування породоруйнівних елементів проводилися для комбінованих зубців по стандартних методиках в порівнянні із серійними, виготовленими із твердих сплавів ВК8-ВК і ВК11-ВК, які сьогодні використовуються на Дрогобицькому долотному заводі, а також з поверхнево-армованими зубцями.

Найперше ми дослідили залежність величини абразивного зношування від концентрації армованих частинок (рис. 4). Для зубців характерна лінійна залежність абразивного зношування від концентрації твердого сплаву і вона найменша при концентрації – 60 %. В подальшому для різних досліджень вибирали зразки з даною концентрацією. Залежність величини абразивного зношування зразків від вибраного шляху показана на рис. 5. Для зубків, одержаних різними способами, характерна лінійна залежність зношування в залежності від шляху тертя, але величина зношування і інтенсивність зношування для всіх способів різна.

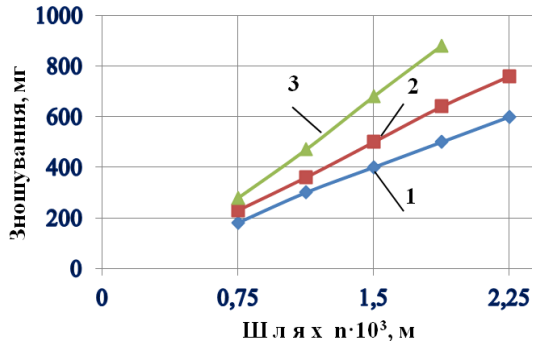


Рис. 4. **Зношування зубців при різних концентраціях твердого сплаву: 1 – 60%; 2 – 50%; 3 – 40%**

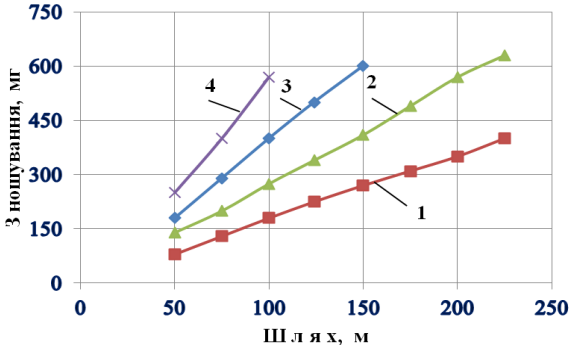


Рис. 5. **Зношування зубців при терті по абразивному кругу: 1 - серійні з твердого сплаву ВК8-ВК; 2 - серійні з твердого сплаву ВК11-ВК; 3 – відцентрово армовані з двома взаємно перпендикулярними осями; 4 – поверхнево армовані**

Одержані результати випробувань при абразивному зношуванні взаємозв'язані з даними, одержаними при вивченні впливу технологічних параметрів процесу армування на концентрацію твердого сплаву в армованій зоні. Залежність інтенсивності абразивного зношування від концентрацій зерен реліту різних фракцій, які вводяться при армуванні показана на рис. 6.

Збільшення концентрації більш мілкої фракції призводить до збільшення абразивного зношування за одиницю часу, а отже до зменшення стійкості до абразивного зношування. Дослідження свідчать, що вагове зношування за одиницю часу різко зменшується в середньому в 1,8 – 2 рази із збільшенням концентрації твердого сплаву в армованій зоні з 30 до 50–60 %.

Вибором оптимальної грануляції реліту можна підвищити управління якістю армування і, відповідно, інтенсивністю зношування зубців зміною температури нагрівання ливарної форми в межах інтервалу значень реалізації процесу армування (рис. 7). При нижніх значеннях вказаного інтервалу температур зміна грануляції реліту від 0,63 мм до 1,6 мм знижує інтенсивність зношування на 27 % переважно за рахунок підвищення концентрації зерен і зміни конфігурації армованої зони, оскільки скорочується термічний цикл процесу. Зменшення грануляції реліту з одночасним нагріванням форми до 650 К різко знижує стійкість зубців, що пов'язане з підвищеною розчинністю твердого справу і зменшенням середньої мікротвердості армованої зони. Правильний вибір грануляції реліту поєднанні з оптимальними значеннями температури нагрівання форми 540 – 550 К знижує інтенсивність зношування зразків на 40 % за рахунок високої концентрації твердого сплаву і

оптимальної мікроструктури металозвя'зки.

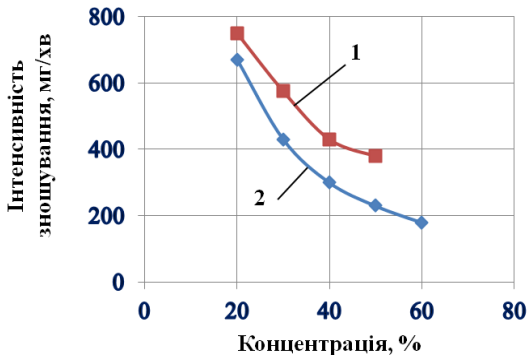


Рис. 6. **Вплив концентрації твердого сплаву на величину інтенсивності абразивного зношування при грануляції: 1 - 0,63 мм; 2 - 1,0 мм**

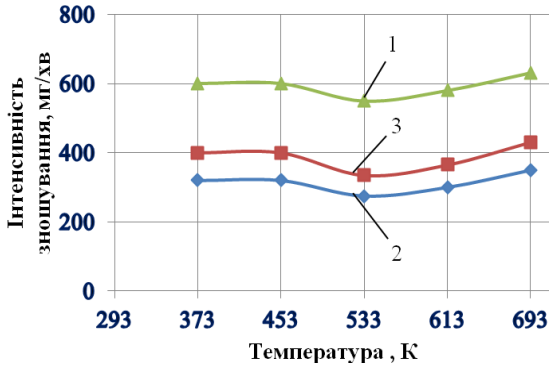


Рис. 7. **Залежність інтенсивності абразивного зношування від температури нагрівання форми зубців, армованих релітом різної грануляції: 1 - 0,63 мм; 2 - 1,0 мм; 3 - 1.6 мм**

Результати абразивного зношування поверхнево-армованих, композиційно-армованих і серійних твердосплавних зубців наведені на рис. 8.

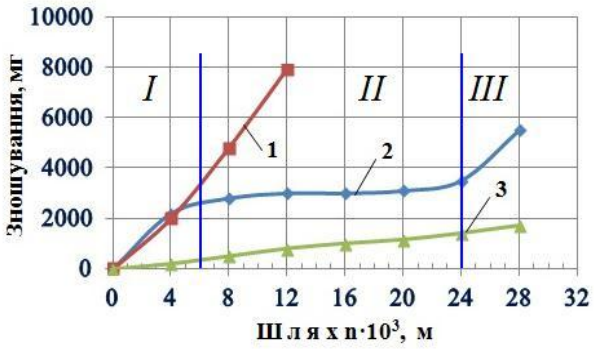


Рис. 8. **Залежність абразивного зношування від пройденого шляху при терті: 1 — поверхнево-армовані; 2 - відцентрово армовані; 3 - серійні твердосплавні**

Абразивна стійкість відцентрово армованих породоруйнівних елементів в 2 – 5 разів вища, ніж поверхнево-армованих, але в 2 – 2,5 рази нижча стійкості серійних твердосплавних зубців. Збільшення абразивної стійкості відцентрово армованих породоруйнівних елементів пояснюється більшою площею контакту армованої зони з абразивним кругом при зношуванні, яка в процесі випробувань збільшується, в той час, як у поверхнево-армованих породоруйнівних елементів залишається постійною.

Залежність абразивного зношування поверхнево-армованих зразків від пройденого шляху при терті носить лінійний характер, лінійний характер зношування і твердосплавних зразків. Крива зношування відцентрово армованих зразків складається з трьох основних ділянок: I – припрацювання, яка утворюється при зношуванні послабленої і слабоармованої зони; II – основного зношування – при зношуванні армованої зони; III – катастрофічного зношування утворюється при зношуванні слабо легованої і основного металу зон.

Відомо, що твердий сплав, маючи підвищену твердість, а значить і абразивну стійкість погано витримує знакозмінні згинаючі ударні навантаження. А саме такий характер навантаження оснащення породоруйнівного інструменту. Це повністю підтверджено результатами проведених порівняльних випробувань твердосплавного і відцентрово армованих породоруйнівних елементів при динамічному знакозмінному їх навантаженні, результати яких наведені нижче.

Результати проведених досліджень наведені на рис. 9. Найбільший вплив на ударно-абразивне зношування має грануляція використовуваного для армування реліту. Так стійкість до ударно-абразивного зношування зразків поверхнево-армованих релітом грануляцією 1,6 мм на 10–12 % нижча, ніж у відцентрово армованих цією грануляцією релітом. Ударно-абразивна стійкість відцентрово армованих релітом грануляцією 1,0 мм на 40 – 45 % вища, ніж у зразків, армованих релітом грануляцією 1,6 мм, і на 8 – 10 % вища, ніж в поверхнево-армованих зразків грануляцією

1,0 мм і в три рази перевищує стійкість твердосплавних.

Дослідження залежності ударно-абразивного зношування від концентрації твердого сплаву в армованій зоні показує, що при підвищенні концентрації від 25 % до 60 % інтенсивність зношування зразків значно зменшується (рис. 10).

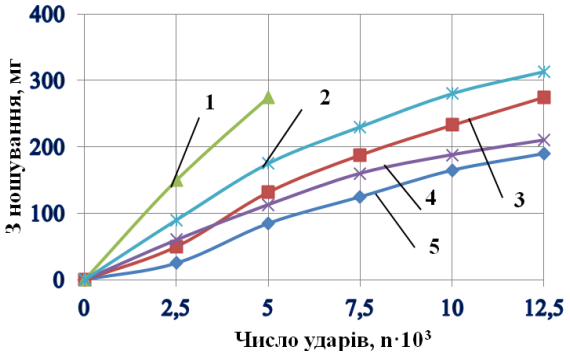


Рис. 9. **Залежність ударно-абразивного зношування від числа ударів при енергії удару 10 Дж: 1 - серійні з твердого сплаву; 2 - поверхнево-армовані релітом грануляцією 1,6 мм; 3 - відцентрово армовані релітом грануляцією 1,6 мм; 4 - поверхнево-армовані релітом грануляцією 1,0 мм; 5 - відцентрово армовані релітом грануляцією 1,0 мм**

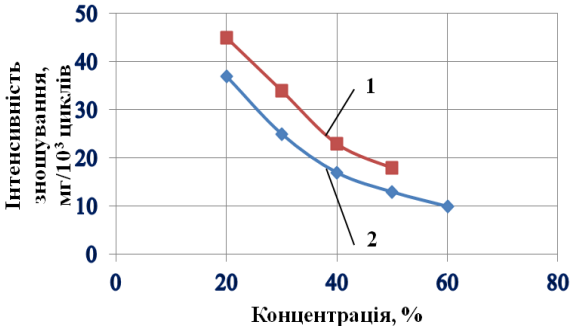


Рис. 10. **Вплив концентрації твердого сплаву на ударно-абразивну стійкість при грануляції: 1 - 0,63 мм; 2-1,0 мм**

Візуальне вивчення поверхні зношування показує менше сколювання реліту по границях зерен. Викришування зерен по периферійним ділянкам торців зустрічається рідко (рис. 11).

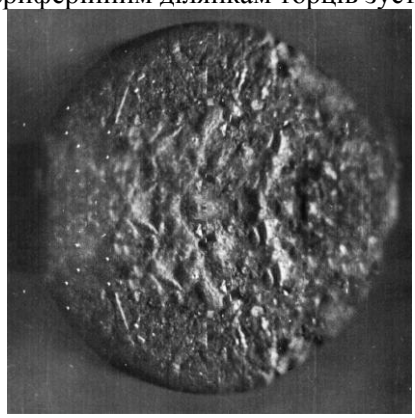
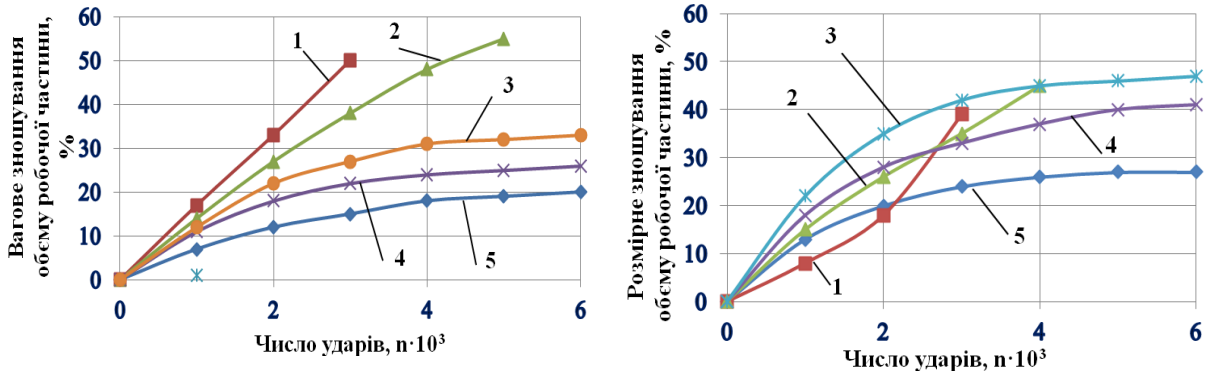


Рис. 11. **Характер ударно-абразивного зношування армованої зони відцентрово армованого зразка**

Результати ударно-втомних випробувань серійних твердосплавних, поверхнево-армованих і відцентрово армованих зубців представлені на рис. 12, а та рис. 12, б.

Основним видом руйнування твердосплавних зубців є втомне крихке руйнування, а саме сколювання і ламання зубців. Це пояснюється знакозмінним динамічним характером прикладання навантаження. Спостереження в процесі експериментів показали, що в твердосплавному зубцю відбувається зародження тріщин найчастіше в місці концентрацій напружень, викликаних запресуванням (в місці входу зубця в корпус шарошки). Втомні тріщини в подальшому ведуть до сколювання твердого сплаву. При випробуваннях, сколювання твердосплавних зубців спостерігається на першій тисячі циклів (рис. 12, а), що веде до різкого вагового зношування, але виліт зубця при цьому зберігається незмінним. Збільшення циклів навантаження веде до різкого зменшення розміру твердосплавного зубця, після 2000 ударів розмірний знос доходить до катастрофічного (рис. 12, б) і робоча частина зубця повністю відколюється. В поверхнево-армованого зубця на еластичній основі знаходиться армований шар з підвищеною крихкістю, який в процесі випробувань відколюється.



а б

Рис. 12. **Залежність ударно-втомного вагового (а) та розмірного (б) зносу від числа ударів зубців: 1 - твердосплавний; 2 - поверхнево-армований; 3 - віброармований; 4 - відцентрово армований без ХТО; 5 - відцентрово армований з ХТО**

Для відцентрово армованого не термообробленого породоруйнівного елемента в початковий момент випробувань характерне пластичне деформування поверхні зубця, а саме послаблення слабоармованої зони. Тому відбувається, в основному, розмірне зношування, а не вагове. З ростом числа циклів навантаження оголюється зона армування, проте, під дією навантажень вона переміщається всередину зубця, який продовжує пластично деформуватися. В зв'язку з цим, дещо збільшується вагове, однак, значно зростає розмірне зношування. Зношування породоруйнівного елемента відбувається із притупленням.

Дещо інший характер зношування відцентрово армованих породоруйнівних елементів, що пройшли хіміко-термічну обробку. В початковий момент випробувань відбувається зародження тріщин в цементованому шарі металу поверхні зубця. Із збільшенням циклів цементований шар сколюється, оголюючи армовану зону, при цьому значно росте вагове зношування, але виліт зубця зберігається, що стабілізує розмірне зношування. Зона армування, яка опинилася на поверхні не вдавлюється всередину зубця, зношування відбувається із загостренням. Після $4 \cdot 10^3$ циклів випробувань як вагове, так і розмірне зношування стабілізується і носить лінійний характер.

Проведений комплекс досліджень дозволив встановити, що, втрачаючи в 2,5 рази на абразивній стійкості, відцентрово армовані породоруйнівні елементи виграють в 3 рази у твердосплавних по втомній стійкості при знакозмінних динамічних навантаженнях.

Висновки. Таким чином у роботі запропоновано комплексну схему лабораторних досліджень, яка дозволяє оцінити ефективність застосування вдосконаленої технології об'ємного відцентрового армування для виготовлення зубців бурових доліт і дослідити вплив технологічних параметрів процесу на показники якості останніх.

Встановлено такий характер залежності показників стійкості зубців бурових доліт від технологічних параметрів процесу армування:

- зниження температури ливарної форми до 293К супроводжується різким зменшенням концентрації «реліту» до 35 – 40 %, підвищення температури форми до 650К – 700К призводить до інтенсивного розчинення гранул реліту, і зменшення його концентрації, а сама армована зона стає високолегованою із значним вмістом карбідів. Найбільшу концентрацію твердого сплаву (до 62%) досягається при використанні реліту грануляцією 1,0 мм і температурі ливарної форми 550 К;
- абразивна стійкість відцентрово армованих виливків найбільш суттєво залежить від концентрації твердого сплаву, а потім вже від структури металозв'язки – при зростанні концентрації твердого сплаву до 60 % абразивна стійкість збільшується в 2 рази;
- збільшення грануляції твердого сплаву від 0,63 мм до 1.0 мм веде до підвищення абразивної стійкості на 50 %;
- концентрацію твердого сплаву в армованій зоні і, відповідно, стійкість зразків до різних видів зношування можна регулювати кількістю введеного твердого сплаву.

Список використаних джерел:

1. Виноградов В. Н. / Абразивное изнашивание бурильного инструмента / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин, В. А. Доценко. – М.: Недра, 1980. – 204 с.

2. Kirchgaßner, M. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact [Text] /

M.Kirchgaßner, E. Badisch, F. Franek // Wear. – 2008. – Vol. 265, Issue 5-6. – P. 772–779. doi: 10.1016/j.wear.2008.01.004

3. Hajihashemi, M. Physical, Mechanical, and Dry Sliding Wear Properties of Fe-Cr-WC Hardfacing Alloys Under Different Tungsten Addition [Text] / M. Hajihashemi, M. Shamanian, G. Azimi // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2015. – Vol. 46, Issue 2. – P. 919–927. doi: 10.1007/s11663-014-0230-9

4. Семеген, О. М. Дослідження та моделювання впливу конструктивного оформлення і технологічних параметрів виготовлення на показники зношування армованого озброєння шарошкових доліт [Текст] / О. М. Семеген, З. М. Одосій, В. В. Кустов // Проблеми міцності. – 2014. – № 4 (430). – С. 162–171.

5. Mahdipoor, M. S. HVOF sprayed coatings of nano-agglomerated tungsten-carbide/cobalt powders for water droplet erosion application [Text] / M. S Mahdipoor, F. Tarasi, C. Moreau, A. Dolatabadi, M. Medraj // Wear. – 2015. – Vol. 330-331. – P. 338–347. doi: 10.1016/j.wear.2015.02.034.

6. Berger, L.-M. Application of hardmetals as thermal spray coatings [Text] / L.-M.Berger // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2015. – Vol. 49. – P. 350–364. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2014.09.029.

7. Виноградов В. Н. / Ударно-абразивньй износ буровых долот / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин, Г. К. Шрейбер. – М.: Недра, 1975. – 166 с.

8. А.с. 685429 СССР, В22D 19/02. Способ армирования оливок / К. А. Крылов, Ю.Н. Бугай, В. А. Ясашин (СССР). – заявл. 24.04.78; опубл. 15.09.79; Бюл. №34.

9. А.с. 1001573 СССР, В22 D 19/02. Способ получения армированных оливок / Ю. Н. Бугай, Э. Б. Милевский, Р. Т. Карпик, И. О. Загайдук и др.(СССР).- заявл. 15.12.80; не подлежит опубл. в открытой печати.

10. Шуляр І.О. Відцентрове армування озброєння бурових інструментів / І. О. Шуляр, В. В. Кустов, Л. Я. Роп'як // Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем //IV міжнар. наук.-практ. конф., 23-25 трав. 2012 р.: тези доп. – Чернігів, 2012. – С. 29.

11. Бугай Ю. Н. Центробежно-армированный породоразрушающий буровой инструмент / Ю. Н. Бугай, И. В. Воробьев. - Львов: Выща шк. Изд-во при Львов. ун-те, 1989. – 208 с.

12. Бугай Ю.Н., Крылов К.А., Кацов К.Б. и др. Центробежное армирование металла для породоразрушающего инструмента. Академия наук СССР, XVIII сессия Научного Совета по проблеме «Новые процессы получения и обработки металлических материалов». Слоистые и волокнистые металлические материалы. Киев: ИЭС им. Е.О.Патона. – 1982. – С.28–30.

13. Борущак Б. О. Разработка технологического процесса центробежного армирования лопастных долот: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08 / Богдан Онуфриевич Борущак. – Ивано- Франковск, 1993. – 187 с.

14. Ясашин В.А. Конструкторские и технологические методы повышения эффективности работы буровых шарошечних долот большого диаметра : автореф. дис. д-ра техн. наук / В.А.Ясашин – М., 2009. – 48с.

15. Шуляр І. О. Технологія і устаткування для отримання армованих виливків відцентровим литвом із змінним положенням осі обертання форми [Електронний ресурс] / І. О. Шуляр. Л. О. Борущак, В. Г. Панчук // Науковий Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. Краматорськ. – 2012. – № 2 (10Е). – С. 154–163.

16. Шуляр І. Дослідження руху твердих частинок у рідкому сплаві при відцентровому армуванні з двома взаємно перпендикулярними осями обертання ливарної форми / І. Шуляр, М. Маковійчук, Л. Роп'як // Наукові нотатки. – Луцьк. - 2013. – № 40. – С. 321–330.

17. Пат. 72194 Україна, МПК B 22 D 13/02. Машина для відцентрового литва і армування виливків / І. О. Шуляр, Л. О. Борущак, С. Л. Борущак; и201200992: заявл. 31.01.12, опубл. 10.08.12, Бюл. № 15.

Стаття надійшла до редакції 22.04.2019

© І.О. Шуляр, С.Л. Борущак

УДК 621.791:678.029.43

М.В. Юрженко
Інститут електрозварювання ім. Е.О.Патона НАН України

ПЕРВИННИЙ КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПОЛІЕТИЛЕНОВИХ ТРУБ ПРИ ЗВАРЮВАННЯ НАГРІТИМ ІНСТРУМЕНТОМ ВСТИК (ОГЛЯД)

В роботі проведено аналіз поліетиленів технічних марок, які використовуються для виробництва поліетиленових труб, та впливу їх хімічного складу і властивостей (наприклад, показника текучості розплаву), які від нього залежать, на особливості виготовлення та зварювання труб з них. Висвітлено питання щодо формування дефектів як в основному матеріалі поліетиленових труб, так і їх зварних з'єднань, а також приведені необхідні технологічні прийоми для зменшення кількості цих дефектів. Базуючись на вимогах діючої в Україні та світі нормативно-технічної бази, показані способи визначення якості зварних з'єднань поліетиленових труб, виконаних зварюванням нагрітим інструментом встик, шляхом зовнішнього візуального та вимірювального контролю. Окреслені основні фактори, які впливають на якість зварних з'єднань.

Ключові слова: *зварні з'єднання, поліетиленові труби, контроль якості*

М.В. Юрженко
Институт электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины

ПЕРВИЧНЫЙ КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ТРУБ ПРИ СВАРКЕ НАГРЕТЫМ ИНСТРУМЕНТОМ ВСТЫК (ОБЗОР)

В работе проведен анализ полиэтиленов технических марок, которые используются для производства полиэтиленовых труб, и влияния их химического состава и свойств (например, показателя текучести расплава), которые от него зависят, на особенности изготовления и сварки труб из них. Освещены вопросы формирования дефектов как в основном материале полиэтиленовых труб, так и их сварных соединений, а также приведены необходимые технологические приемы для уменьшения количества этих дефектов. Основываясь на требованиях действующей в Украине и мире нормативно-технической базы, показаны способы определения качества сварных соединений полиэтиленовых труб, выполненных сваркой нагретым инструментом встык, путем внешнего визуального и измерительного контроля. Очерчены основные факторы, влияющие на качество сварных соединений.

Ключевые слова: *сварные соединения, полиэтиленовые трубы, контроль качества*

M.V. Iurzhenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine

PRIMARY QUALITY CONTROL OF THE WELDED JOINTS OF POLYETHYLENE PIPES DURING BUTT WELDING WITH A HEATED TOOL (REVIEW)

The paper analyzes polyethylenes of technical types, which are used for production of the polyethylene pipes, and the influence of their chemical composition and properties (for example, melt flow index), which depend on it, on the features of manufacturing and welding of pipes from them. The problems of the formation of defects both in the basic material of polyethylene pipes and their welded joints are covered, and the necessary technological methods for reducing the number of these defects are given. Based on the requirements of the current regulatory and technical base in Ukraine and the world, the methods for determining the quality by means of external visual and measuring control of the welded joints of polyethylene pipes formed by butt welding with a heated tool are shown. The main factors, which affect on the quality of the welded joints, are outlined.

Key words: *welded joints, polyethylene pipes, quality control*

Постановка проблеми та завдань. Багаторічний світовий та вітчизняний досвід будівництва та експлуатації поліетиленових трубопроводів довів неефективність контролю якості стикових зварних з'єднань за допомогою таких фізичних методів, як ультразвуковий та рентгенівський. Ці методи, які постійно успішно застосовують для визначення якості зварних швів сталевих трубопроводів, у поліетиленових стиках дозволяють виявити тільки великі порожнини та сторонні включення, тобто дефекти, нехарактерні для цього типу з'єднань. Тому єдиним доступним в даному випадку, неруйнівним методом визначення якості зварних швів залишається зовнішній візуальний та вимірювальний контроль. На практиці доведено, що цей метод дозволяє виявити значну кількість з можливих дефектів та визначити особливості процесу зварювання.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Зварювання нагрітим інструментом встик на даний час є найбільш універсальним способом з'єднання поліетиленових труб і може застосовуватися для більшості типорозмірів труб, за винятком тонкостінних, з товщиною стінки менше 5 мм . В останні роки ця технологія постійно розвивається та удосконалюється, застосовується для зварювання труб великого та надвеликого діаметру та труб з нових марок

© М.В. Юрженко

поліетиленової композиції [1]. Обладнання для цього способу зварювання демонструє тенденцію до диференціації конструкції в залежності від призначення. Для зварювання в польових умовах використовують потужні та жорсткі машини з чотирма затискачами, в цехових умовах зварюють, як правило, короткі відрізки труб за допомогою стаціонарних машин з поворотними затискачами, для ремонтних та монтажних робіт використовують облегшені зварювальні пристрої [2].

Для виготовлення поліетиленових напірних труб в минулі роки і в даний час застосовували декілька типів та багато різновидів поліетиленової сировини, наприклад поліетилени технічних марок ПЕ 32, ПЕ 63 та ПЕ 80, які являють собою кополімери поліетилену високої густини (ПЕВГ або HDPE – High Density Polyethylene) [3]. Як комономери використовують бутен, гексен та октен, розподіл яких у різних марках поліетилену також може відрізнятися. Експериментально підтверджено, що довготривала якість зварних з'єднань поліетиленових труб, що працюють під навантаженням, залежить від мікро- та макромолекулярної структури матеріалу. Так довготривала стійкість стикових зварних з'єднань поліетиленових труб до крихкого руйнування залежить від концентрації комономера поліетиленової сировини, зокрема пропена або бутена. У 1980-і роки хімічна промисловість Радянського Союзу мала дефіцит бутену, тому декілька років для виготовлення напірних труб використовували комономер етилену з пропеном. Однак пропен, на відмінність від бутену та гексену, має більш короткий молекулярний ланцюг, тому може входити в кристаліти поліетилену і є менш ефективним модифікатором – «розпушувачем» кристалічної структури. В результаті було виготовлено велику кількість напірних поліетиленових труб зі зниженим показником довготривалої міцності, причому деякі з цих труб експлуатуються і досі. Окремо виділяються PE-RT з підвищеною температурною стійкістю та PE 100 RC з підвищеною стійкістю до розповсюдження тріщин. Для бімодального поліетилену 3-го покоління ПЕ 100 є багато даних, що підтверджують зв'язок показників зварюваності цього матеріалу та його макромолекулярної структури [4]. При виборі параметрів процесу зварювання та прогнозування якості зварного з'єднання поліетиленових труб важливо уявляти собі особливості теплофізичних властивостей основного матеріалу, а також наявність та кількість домішок, що є рівнозначним і при загалом використанні полімерів, наприклад для покриттів, їх нанесення і експлуатації [5-8]. Наявність летючих хімічних фракцій в поліетилені може суттєво негативно впливати як на якість труб при їх виробництві, так і на якість зварних швів при зварюванні труб. Якщо при екструзії труб в поліетиленовій сировині присутні летючі речовини з температурою кипіння, що попадає в діапазон переробки, то на внутрішній поверхні труби утворюються дефекти у вигляді закритих та відкритих пор різної величини. Відкриті пори утворюють на поверхні труби порожнини, а закриті виглядають як бугори. Вважається, що труби з підвищеним вмістом летючих речовин в матеріалі погано зварюються. При зварюванні матеріал починає «кипіти», зварний шов має знижену міцність, іноді наявність пор спостерігається в граті [9]. При зварюванні труб, які вже перебували в експлуатації, потрібно враховувати наявність в полімерному матеріалі компонентів, що з'явились в результаті адсорбції з навколишнього середовища. Вважається, що до зварювання придатні, в основному, однорідні за своїм складом матеріали. З іншого боку, часто виникає потреба зварювати труби з поліетиленів різних типів або різновидів, виникає потреба технологічно нівелювати деяку несумісність різнотипних матеріалів. [10]. Дуже часто будівельники полімерних трубопроводів помилково вважають поліетилени різних градацій як подібні та рівноцінні, хоча вони суттєво різняться між собою молекулярною структурою та фізичними властивостями [11-14].

Деякі нормативні документи дозволяють зварювати між собою різнотипні поліетилени, якщо вони мають близькі значення в'язкості розплаву, яка оцінюється за величиною ПТР при температурі 190°С (для поліетилену), величина якого обернено пропорційна в'язкості. В'язкість розплавів ПЕ 80 при малих швидкостях зсуву суттєво менше у порівнянні з аналогічним параметром ПЕ 100 (що відображається у відповідних значеннях ПТР для сировини), а при високих швидкостях зсуву в'язкість обох типів поліетилену зближується. Це є наслідком значної різниці у ширині молекулярно-масового розподілу ПЕ 80 та ПЕ 100. Величина ПТР визначається макромолекулярною структурою матеріалу, яка спеціально формується виробником поліетилену з метою оптимального поєднання високих показників міцності та гарної перероблюваності. Виробників, що займаються екструзією труб, зазвичай цікавить швидкість стікання поліетилену під дією гравітації, тому вирізняють поліетиленові композиції загального призначення та так звані слабостікаючі марки (LS), призначені для екструзії труб з товстими стінками. Деякі виробники труб використовують слабостікаючі поліетиленові композиції для виробництва тонкостінних труб малого діаметру. При стиковому зварюванні таких труб зазвичай формуються валики грату витягнутої аномальної форми, що викликає сумніви щодо якості цих зварних з'єднань [15, 16]. В процесі зварювання в'язкість

розплаву по експоненціальному закону пропорційна температурі та обернено пропорційна швидкості течії, яка визначається швидкістю переміщення заготовок при осадженні. Допустимий нормативами діапазон варіювання ПТР для поліетиленів різних типів досить широкий, тому навіть при зварюванні труб з однотипного поліетилену можна отримати різну в'язкість розплаву [17, 18]. Особливістю багатьох сучасних марок трубного поліетилену є схильність до утворення зшитих структур. В результаті при екструзії труби в розплаві накопичуються напруги, а процеси релаксації сповільнюються. На поверхнях труби формуються дефекти у вигляді тяжів та нерівностей, погіршуються показники зварюваності таких труб. Зокрема, формується видовжений грат, який майже не торкається поверхні труби [19].

Якість зварного з'єднання поліетиленових труб визначається, головним чином, теплофізичними та реологічними процесами в зоні зварного шва. При стиковому зварюванні нагрітим інструментом характерним є потужна течія розплавленого матеріалу, який в процесі осадження витискається із середини з'єднання назовні в грат. Кінетичні закономірності цього процесу залежать від основних параметрів процесу зварювання та, з іншого боку суттєво залежать від властивостей поліетиленової композиції. При ремонті або реконструкції трубопроводів ці труби зварюються з сучасними, виготовленими з останніх марок поліетиленової композиції. При невірно встановлених параметрах режиму зварювання довготривала міцність швів різнотипних поліетиленів може в десятки разів відрізнятися від міцності якісних швів. Руйнування таких швів зазвичай відбувається у підгратовій області зварного з'єднання з боку труби, виготовленої з менш міцного поліетилену. Задача оптимізації процесу зварювання гетерогенних поліетиленових труб є непростою та потребує проведення додаткових досліджень та відповідної адаптації зварювального обладнання [20]. Спеціальних досліджень також потребує вивчення структурних змін у матеріалі старих трубопроводів, що необхідно для обґрунтування або продовження терміну експлуатації трубопроводу, або необхідності його реновації.

При виборі параметрів процесу зварювання нагрітим інструментом встик важливим є прогнозування режиму оплавлення торців поліетиленових труб. Так, при зварюванні в умовах низьких температур оточуючого середовища збільшення тривалості контакту нагрівального інструменту з трубою дозволяє отримати такий саме розподіл температури у зварному з'єднанні, який буває за нормальних умов. Таким чином, процес охолодження починається практично при однакових розподілах температури в тій ділянці труби, де відбуваються структурні перетворення поліетиленового матеріалу.

Дослідження процесу зварювання поліетиленових труб в інфрачервоному спектрі електромагнітного випромінювання показали, що нагрітий торець труби досить довго (10 секунд та більше) зберігає температуру, що перевищує точку плавлення поліетилену. Відомо, що градієнт температури поліетилену дорівнює 50 ^{o}C на 1 мм глибини, тобто температура глибинних шарів торця труби після витиснення поверхневого матеріалу в грат ще вища. Отже, формування міцних зварних з'єднань можливо і при відносно великих значеннях технологічної паузи [21, 22].

В нормативних документах багатьох країн для кожного номінального діаметру поліетиленової труби та відповідних значень SDR встановлюється допустимий діапазон розмірів валиків грату. Основні розміри (рис. 1) – це загальна ширина грату *B*, як сума розмірів окремих валиків *b1* та *b2*, та висота грату *h*.

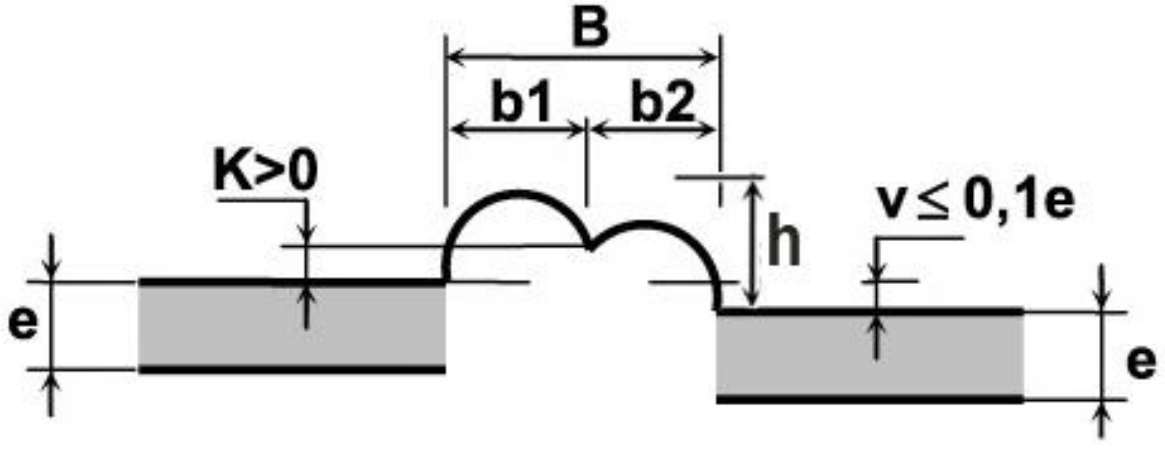


Рис 1. **Основні розміри валиків грату стикового шва поліетиленових труб.**

© М.В. Юрженко

Для зручності контролю розмірів грату виготовляються спеціальні шаблони, які дозволяють швидко визначити, чи не виходять ці розміри за межі максимальної та мінімальної допустимих величин. За нормативами Великої Британії [23], зовнішній валик грату зрізують зі зварного шва та додатково досліджують на вигин. Це дозволяє виявити потенційні тріщини та несплавлення у зварному з'єднанні.

Вважається, що на практиці проблема невизначеності реологічних характеристик розплаву поліетилену при зварюванні труб повинна вирішуватись дослідним шляхом. Слід проводити зварювання пробних стиків та на основі контролю їх якості здійснювати комплексне коригування

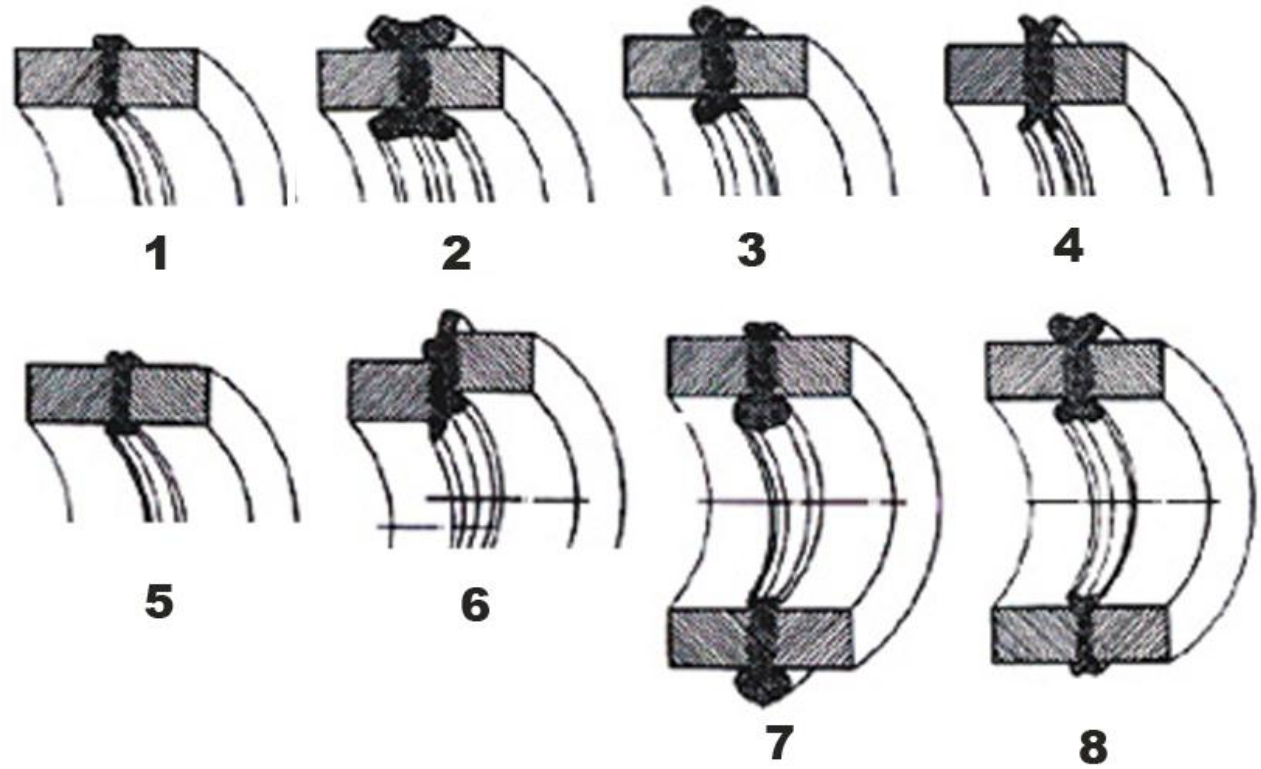


Рис. 2. **Недопустимі форми валиків грату стикового шва поліетиленових труб:**

1 – грат рівномірний по орбіті стику, але його розміри замалі; 2 – грат рівномірний, але його розміри занадто великі; 3 – грат рівномірний, але розміри валиків відрізняються більш, як на 40%; 4 – грат рівномірний, але валики мають видовжену форму та майже не торкаються поверхні труби; 5 – впадина між валиками заходить нижче зовнішньої поверхні труби; 6 – зміщення валиків грату у вертикальній площині; 7 – грат нерівномірний, розміри зовнішнього та внутрішнього грату дзеркально протилежні; 8 – грат нерівномірний, його розміри у протилежних точках орбіти стику різняться більш ніж на 50% основних параметрів процесу зварювання. Пробні стики повинні відповідати нормам за показниками зовнішнього вигляду та геометричних розмірів грату. Форма та розміри валиків грату є непрямими, але досить надійними критеріями оцінки того, якими були реологічні параметри розплаву поліетилену під час зварювання [24].

Вітчизняний норматив, що регламентує будівництво поліетиленових газопроводів [25], встановлює допустимі діапазони розмірів ширини *b* та висоти *h* грату зварного шва для зовнішніх діаметрів труби від 63 до 315 мм та значень параметру SDR (відношення зовнішнього діаметру до товщини стінки труби) 17,6 та 11. Ці діапазони досить широкі, екстремальні значення величини b можуть відрізнятися у 1,5 рази, величини *h* – у 2 рази. Перераховуються, також, недопустимі форми валиків грату, що можуть свідчити про дефектність зварного з'єднання (рис. 2).

У нормативі, що регламентує будівництво поліетиленових водопроводів [26] зазначається тільки, що висота валиків внутрішнього і зовнішнього ґратів після зварювання нагрітим інструментом встик повинна бути не більше 3-5 мм при товщині стінок труби у діапазоні 6-20 мм.

Слід зазначити, що вимоги до розмірів та форми грату зварних швів, що містяться у вітчизняних нормативах дещо застаріли та поширюються на з'єднання труб з товщиною стінки не

більше 20 мм. Тим часом, виробництво поліетиленових труб постійно розвивається, збільшуються геометричні розміри труб, застосовуються нові марки поліетиленової сировини. Для визначення допустимих розмірів грату проводяться спеціальні дослідження із залученням методів статистичної обробки експериментальних даних [27, 28]. Відзначається, що саме товщина труб є головним фактором, який майже пропорційно впливає на розміри валиків грату. Інший впливовий фактор - реологічні характеристики розплаву поліетилену.

Висновки. В роботі показано вплив різних факторів, в тому числі хімічного складу, умов виготовлення та зварювання, на якість їх зварних з'єднань поліетиленових труб. Показано, що методи візуального та вимірювального контролю дозволяють швидко провести первинну оцінку якості стикових зварних з'єднань, виконаних зварюванням нагрітим інструментом.

Список використаних джерел:

1. Grewell D., Benatar AS. Welding of plastscs: Fundamentals and New Developments [Text]// International Polymer Processing XXII, Munich, 2007.
2. Кимельблат В.И. Сварка ПЭ труб – тенденции развития [Текст]/ В.И. Кимельблат// Пластикс. - 2014. - №6 (135). - с. 38-43.
3. Словник-довідник зі зварювання та склеювання пластмас / За ред. Б.Є.Патона. – Київ : Наукова думка, 2018. – 368 с.
4. Волков И.В. Связь показателей свариваемости ПЭ 100 и его макромолекулярной структуры [Текст]/ И.В. Волков, В.В. Глухов, А.Б. Камалов, В.И.Кимельблат // Вестник Казанского технологического Университета.– 2010. - № 10. – с. 600-602.
5. Brailo M. V., Buketov A. V., Kobelnyk O. S., Yakushchenko S. V., Sapronova A. V., Sapronov O. O., Vasilenko A. O. Optimization of the content of additives in the epoxy-polyester binder to increase the cohesive strength of the composites [Text] / Scientific Bulletin of UNFU. – 2018. – I. 28(11). – p. 71-77. https://doi.org/10.15421/40281114.
6. Buketov A. V., Brailo M. V., Yakushchenko S. V., Sapronov O. O., Smetankin S. O. The formulation of epoxy-polyester matrix with improved physical and mechanical properties for restoration of means of sea and river transport [Text] / Journal of Marine Engineering & Technology. – 2018. – p. 1-6. doi:10.1080/20464177.2018.1530171.
7. Buketov A., Brailo M., Yakushchenko S., Sapronova A. Development of Epoxy-Polyester Composite with improved thermophysical properties for restoration of details of sea and river transport [Text] / Advances in Materials Science and Engineering. – 2018. – p. 1-6. doi:10.1155/2018/6378782.
8. Buketov A. V., Sapronov O. O., Brailo M. V., Zinchenko D. O., Nihalatii V. D. Investigation of the hydroabrasive wear of epoxy composites with two-component filler [Text] / Materials Science. – 2017. – I. 53(1). – p. 62-66. doi:10.1007/s11003-017-0044-4.
9. Борисова О. К вопросу о влиянии летучих веществ в ПЭВП на качество труб [Електронний ресурс]/ О. Борисова, Т. Горбунова, Т. Контарева, Е. Калугина. Режим доступу: http://polypipe.info/technologies-materials/1179-k-voprosy-o-vliyanii-lety4ih.
10. Комаров Г.В. Состав и свойства полимерных материалов, влияющие на их свариваемость [Текст]/ Г.В. Комаров// Полимерные материалы. - 2015. - №9. - С. 44-48.
11. Каргин В.Ю. К вопросу сварки полиэтиленовых труб ПЭ 63, ПЭ 80 и ПЭ 100 [Текст]/ В.Ю. Каргин, Т.В. Ставская// Полимергаз. – 1999. - №2. - с.40-42
12. Demchenko V. L., Iurzhenko M. Peculiarities of constant magnetic field effect on the nanostructural organization and properties of hard-to-weld polyethylene-polypropylene joints / 2017 IEEE 7th International Conference Nanomaterials: Application & Properties (NAP). doi:10.1109/nap.2017.8190258.
13. Демченко В. Л., Юрженко М. В. Особливості наноструктурної організації, властивості та релаксаційна поведінка зварних з'єднань поліетиленів [Текст] / В. Л. Демченко, М. В. Юрженко // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2017. – Т. 15, № 3. – сс. 535–546.
14. Demchenko V. L., Yurzhenko M. V. Structure and properties of the welded joints of single-type polyethylenes formed under the action of constant magnetic fields / Materials Science. – 2017. – Is. 53(2). – p. 186-193. doi:10.1007/s11003-017-0061-3.
15. Волков И.В. Реология полиэтиленов и экструзия труб [Текст]/ И.В. Волков, В.В. Битт, Е.В. Калугина// Полимерные трубы. – 2014. -№4 (46). - с. 48 - 50.
16. Кимельблат В.И. Упруго-вязкие свойства трубных полиэтиленов [Електронний ресурс]/ В.И. Кимельблат, И.В. Волков, В.В. Битт, Е.В. Калугина, А.Н. Крючков// Полимерные трубы Украина, электронний журнал Режим доступу: http://polypipe.info/technologies-materials/1262-ypygo-vyazkie-svojstva.
17. Волков И.В. Роль реологических свойств ПЭ при выборе основных параметров сварки [Текст]/ И.В. Волков, В.И. Кимельблат// Вестник Казанского технологического университета. - 2011. - №14. - с. 119-123.

© М.В. Юрженко

18. Волков И.В. Вариации реологических свойств, как стимул оптимизации основных параметров сварки нагретым инструментом встык [Текст]/ И.В. Волков, А.И. Чупрак, В.И. Кимельблат// Сварка и диагностика. – 2012. -№ 2.- с. 49-52.

19. Кімельблат В. І., Волков І. В. Релаксація тиску в розплавах трубних марок ПЕВГ [Електронний ресурс]/ В. І. Кімельблат, І. В. Волков// Полимерные трубы Украина, электронний журнал: Режим доступу: http://polypipe.info/technologies-materials/ 1251-relaksaciya-tisky.

20. Кимельблат В.И. Оптимизация технологии контактной сварки встык. Учет свойств полимеров [Текст]/ В.И. Кимельблат, И.В. Волков, В.В. Глухов// Полимерные трубы. - 2010. - №2 (28). - С. 32-36.

21. Дазанова Е.В. Вопросы контроля качества сварных соединений полиэтиленовых труб для гавзопроводов [Електронний ресурс]/ Е.В. Дазанова// Электронный научный журнал «Нефтегазовое дело». - 2009. - №1. Режим доступу: http://ogbus.ru/authors/Danzanova/ Danzanova_1.pdf

22. Дазанова Є.В. Вплив параметрів зварювання на міцність зварних стикових з'єднань поліетиленових труб [Текст]/ Є.В. Дазанова, А.І. Герасимов, Г.В. Ботвін// Полімерні труби Україна. – 2014. - №3 (36). – с. 46-50.

23. О'Коннор К. Полиэтиленовые трубопроводы: как избежать дефектов сварки? [Текст]/ К. О'Коннор // Газ России. – 2012. - №3. – с. 48 – 58.

24. Кімельблат В.І. Задачі оптимізації зварювання нагрітим інструментом встик [Текст]/ В.І. Кімельблат// Полімерні труби Україна. – 2016. - №1 (38). – с. 24-28.

25. ДБН В.2.5-41:2009. Газопроводи з поліетиленових труб. Проектування. будівництво [Текст].

26. ДСТУ-Н Б В.2.5-40:2009 Проектування та монтаж мереж водопостачання та каналізації з пластикових труб [Текст].

27. Кімельблат В.І.Параметри вимірювального контролю зварювання встик поліетиленових труб малого діаметру [Текст]/ В.І. Кімельблат, М.В. Прокоп'єв, І.В. Волков// Полімерні труби Україна. – 2015. - №3 (36). – с. 30-33.

28. Кімельблат В.І. Параметри вимірювального контролю зварювання встик поліетиленових труб середнього та великого діаметру [Текст]/ В.І. Кімельблат, М.В. Прокоп'єв, І.В. Волков// Полімерні труби Україна. – 2015. - №4 (37). – с. 18-23.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2019

© М.В. Юрженко

ДО УВАГИ КОРЕСПОНДЕНТІВ!
ПРАВИЛА ОФОРМЛЕННЯ ТА ПОДАННЯ СТАТЕЙ

1. **Наукова стаття обов'язково повинна мати наступні необхідні елементи:** постановка проблеми у загальному вигляді та її зв'язок із важливими науковими чи практичними завданнями; аналіз останніх досліджень і публікацій, в яких започатковано розв'язання даної проблеми і на які спирається автор, виділення невирішених раніше частин загальної проблеми, котрим присвячується означена стаття; формулювання цілей статті; виклад основного матеріалу дослідження з повним обґрунтуванням отриманих наукових результатів; висновки з даного дослідження і перспективи подальших досліджень у даному напрямку.
2. **Статтю можна подавати українською, російською, або англійською мовою**. Стаття повинна бути набрана у текстовому редакторі не нижче MS WORD 97/03. Нумерацію сторінок не виконувати. Обсяг статті від 5-9 сторінок.
3. Параметри сторінки: верхнє, нижнє та ліве поле – 2 см, праве поле 2,5 см. Від краю до колонтитула верхнього – 1,25 см, нижнього – 1,25 см.
4. Шапка статті: індекс УДК, ініціали та прізвища авторів розміщується на один абзац нижче шрифтом 11 пт, назва організації – набираються з нового рядка шрифтом Time New Roman Cyr розміром 11 пт з одинарним міжрядковим інтервалом і вирівнюються по центру. Назва статті розміщується на один абзац нижче назви організації, набирається шрифтом Time New Roman Cyr розміром 11 пт з напівжирним виділенням і вирівнюється по центру.
5. **Анотації** українською, російською мовами набираються з абзацного відступу шрифтом Time New Roman Cyr розміром 9, курсив, напівжирний 300-500 друкованих знаків з одинарним міжрядковим інтервалом і вирівнюються по ширині; англійською мовами розширена анотація 700-1000 друкованих знаків.
6. Нижче анотацій обов'язково вказуються ключові слова шрифтом Time New Roman Cyr, курсив, напівжирний 9 пт.
7. Основний текст розміщується на 1 см нижче анотацій, набирається з абзацного відступу 1 см шрифтом Time New Roman Cyr розміром 11 пт з одинарним міжрядковим інтервалом і вирівнюється по ширині.
8. Для набирання формул застосовувати редактор формул MS WORD (використовувати шрифти: Symbol, Time New Roman Cyr; розміри шрифтів: звичайний 12 пт, крупний індекс 7 пт, дрібний індекс 5 пт, крупний символ 18 пт, дрібний символ 12 пт). Формула вирівнюється по центру і не повинна займати більше 5/6 ширини рядка.
9. Якщо в статті присутні ілюстрації, необхідно розташовувати їх по тексту, вирівнюючи підписи (*Рис. 1.* **Схема** ...) по ширині з абзацного відступу 1 см. Другий екземпляр ілюстрації необхідно подати на окремому листі. Ілюстрації повинні бути чіткими та контрастними.
10. Таблиці розташовувати по тексту, причому їх ширина повинна бути на 1 см менша ширини рядка. Над таблицею поставити її порядковий номер (*Таблиця 1*) вирівнюючи по правому краю, під яким розмістити назву таблиці вирівнюючи по центру.
11. Література подається загальним списком в кінці рукопису згідно з вимогами ДСТУ 8302:2015 через 1 см від останнього рядка.
12. Статті надіслати електронною поштою за такою адресою: notatki@ukr.net
13. До статті додається дві рецензії: зовнішня і внутрішня. Редакція залишає за собою право направляти статті на додаткову рецензію.
14. В кінці статті обов'язково вказуються ПІБ, посаду, науковий ступінь, вчене звання рецензентів статті.
15. Рукописи, що не відповідають вище вказаним вимогам, не розглядаються і до друку не приймаються.

До статті обов'язково додаються у письмовому вигляді відомості про авторів:
Прізвище, Ім'я, По-батькові
Місце роботи, посада, науковий ступінь, вчене звання
Наукові інтереси
Назва статті та особисті підписи усіх авторів
Адреса для листування, телефон

Довідки з питань публікації та прийому матеріалів у збірник «НАУКОВІ НОТАТКИ» можна отримати у відповідального секретаря – Савюка Ігоря Віталійовича за тел. (0332) 262519.

Адреса: 43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56, к. 34.

Автор статті отримує 1 примірник збірника. **Вартість друку** однієї сторінки становить 45 грн. Рахунок виставляється після підтвердження редакційною колегією про прийняття статті до друку.

До уваги авторів. Міжвузівський збірник «НАУКОВІ НОТАТКИ» (за галузями знань «Технічні науки») згідно наказу МОН України № 528 від 12.05.2015 р. затверджено як наукове фахове видання України, в якому можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата наук.

Збірник входить у науково метричну базу РИНЦ.

Редколегія повідомляє, що планова періодичність друку збірника чотири випусків на рік.

P.S. Без авторської довідки, матеріали редакційною колегією не розглядаються.

ЗРАЗОК ОФОРМЛЕННЯ СТАТТІ

УДК: 620.179.16

І.І. Іванов[1], П.П. Петров[2]
Луцький національний технічний університет[1]
Тернопільський національний технічний університет[2]

НАБЛИЖЕНЕ ВИЗНАЧЕННЯ ОСІ КОНОЇДА, ПРЕДСТАВЛЕНОГО ДИСКРЕТНИМ КАРКАСОМ ТВІРНИХ

Розроблено алгоритм наближеного визначення осі коноїда, представленого дискретним каркасом спільних твірних.
Ключові слова: *вісь коноїда, дискретний каркас, твірна.*

И.И. Иванов, П.П. Петров

ПРИБЛИЖЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСИ КОНОИДА, ПРЕДСТАВЛЕННОГО ДИСКРЕТНЫМ КАРКАСОМ ОБРАЗУЮЩИХ

Разработан алгоритм приближенного определения оси коноида, представленного дискретным каркасом общин образующих.
Ключевые слова: *ось коноида, дискретный каркас, образующая.*

I. Ivanov, P. Petrov

AXIS APPROXIMATE DEFINITION OF CONOID DESCRIBED BY THE SET OF STRAIGHT LINES

The algorithm of axis approximate definition of conoid described by the set of straight lines is made. The approximate conoid axis is a lane. Conoid is created by straight lines.
Keywords: *conoid axis, discretely carcass of straight lines.*

Постановка проблеми. На коноїді, представленому дискретним каркасом твірних, можна побудувати безліч плоских і просторових…..

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Наскільки відомо автору з……

Постановка завдань. В роботі поставлено мету – розробити алгоритм….

Викладення основного матеріалу. Для наближеного визначення осі використовувалася така властивість коноїдів: усі твірні поверхні перетинають її вісь [1].

$$Y_j = \frac{1}{K}\sum_{i=1}^{n} Y_{ji}, \qquad (1)$$

де К - ….

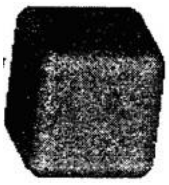


Рис. 1. **Назва рисунка**

Таблиця 1.

Назва таблиці

№п/п	Фактори		Функції відгуку	
	X_1	X_2	$У_1$	$У_2$

Висновки. В статті розроблено алгоритм наближеного….

Список використаних джерел:

1.

ПІБ, посада, науковий ступінь, вчене звання рецензентів статті.

Ціна договірна

Колектив авторів

Наукові нотатки

Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Технічні науки»)
Випуск 66

Комп’ютерний набір та верстка: І.В. Савюк
Збірник друкується в авторській редакції

Наклад **300 прим.**
Адреса редакції: 43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56.

Редакційно-видавничий відділ
Луцького національного технічного університету
43018, м. Луцьк, вул. Львівська, 75.
Свідоцтво Держкомтелерадіо України ДК № 4123 від 28.07.2011