

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ



ЛУЦЬКИЙ
НАЦІОНАЛЬНИЙ
ТЕХНІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ

НАУКОВІ НОТАТКИ

Випуск 59



ЛУЦЬК - 2017

НАУКОВІ НОТАТКИ

**Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Технічні науки»)**

**Випуск 59
2017**

Луцьк 2017

РЕДАКЦІЙНА РАДА

Пустюльга С.І., декан МБФ, Луцький НТУ, д.т.н, професор; Рудь В.Д., зав. кафедри, 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., проректор, 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); Савчук П.П., 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 PhD, Глїндворський 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 26.05.2017 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 12.05.2015 року та в наукометричну базу РИНЦ.

ISSN: 24-15-39-66

© Луцький національний технічний університет, 2017 р.

ШАНОВНІ ДОПISУВАЧІ, 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".

В даному збірнику надруковані розгорнуті доповіді, що були представлені на Міжнародній науково-практичній конференції «*Матеріали і покриття в екстремальних умовах: теоретичні і експериментальні основи технологій виготовлення*» і рекомендовані до друку організаційним комітетом конференції.

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
Аболіхіна О.В., Чернега С.М. Прогнозування швидкості розвитку корозійних пошкоджень на крилах літаків з сплавів В93Т1 і Д16Т.....	9
Бабій Л.О. Особливості повзучості сталі 2,25 Cr-1Mo, деградованої за жорстких температурно-силових умов експлуатації.....	15
Барсуков В.З., Сенік І.В., Куріптя Я.А., Савченко Б.М. Дослідження електрофізичних характеристик композитів «ПВХ-вуглець» для захисту від електромагнітного випромінювання.....	22
Білошицький М.В., Татарченко Г.О., Білошицька Н.І., Уваров П.Є. Технологія отримання порошку міді з відходів промисловості.....	27
Василів Х.Б., Винар В.А., Широков В.В., Рацька Н.Б., Арендар Л.А., Хлопик О.П. Трибологічна поведінка залізовуглецевих сплавів за впливу дифузійного і залишкового водню.....	32
Вдовиченко В.О. Структура оцінки ефективності міського громадського пасажирського транспорту з позицій сталого розвитку.....	38
Вишняков Л.Р., Морозова В.М., Варченко В.Т., Мороз В.П., Тульженкова О.С., Сичкарь Т.Г. Про властивості «вторинних» епоксиполімерів з наповнювачами з відходів вуглецьпластиків.....	45
Войтік Т.Г., Полетаєв Г.С. Лівосторонні матричні рівняння з двома трикутними невідомими.....	51
Гануліч Б.К. Вплив покриття анодного типу на основі цинку та алюмінію на корозійно-втомну міцність сталі 28Х2МФБД.....	58
Гарост О.І. Макро- і мікро склад та структура економнолегованих зносостійких чавунів та особливості їх зміни в процесі термічної обробки.....	61
Гасан Ю.Г., Дроздова О.В. Хімічний розчин для гідрофобізації будівельних матеріалів на основі гіпсової в'язучої речовини, спосіб обробки таких виробів.....	69
Гребенюк Т.П., Бродніковський Д.М., Іценко А.І., Ковальченко М.С. Дослідження мікроструктури та випробування на біаксіальний вигин карбідної системи TiC-VC-Mo ₂ C-NbC.....	71
Грудецький Р.Я. Електронний журнал як засіб обліку навчальних занять і успішності студентів у ВНЗ.....	76
Грудецький Р.Я. Методика оптимізації лінії зв'язку за допомогою моделювання в пакеті OPNET.....	80
Грудецький Р.Я., Маркіна Л.М., Сомов Д.О. Комп'ютерна модель розрахунку освітлення приміщень.....	85
Дмитріюк М.В., Гусачук Д.А., Парфентьева І.О. Еволюція структури шарів тертя при зношуванні мідистого чавуну.....	91
Дубок А.В., Лашинева В.В., Шинкарук О.В. Багатошарові біокерамічні покриття як спосіб підвищення якості та довговічності ендопротеза кульшового суглоба.....	96
Єніфанцева Т.О. Вплив кількості включень жорсткої фази вольфрамового сплаву у складу композиційного матеріалу на основі міді на формування структури неспечених порошкових облицювок кумулятивних зарядів.....	104
Жигуц Ю.Ю., Опачко І.І., Хомяк Б.Я., Лазар В.Ф. Особливості ефективного наплення шаруватих структур періодичним лазерними імпульсами.....	112
Зайцев Р.В., М.В. Кириченко, Зайцева Л.В., Веселова Н.В. Підвищення ефективності промислових кремнієвих фотоелектричних перетворювачів для гібридного фотоенергетичного модуля.....	119
Зайцев Р.В. Розробка теплопровідного діелектричного контакту для сонячних елементів фотоенергетичної установки.....	126
Каверинський В.В., Троцан А.І., Баглюк Г.А., Сухенко З.П. Моделювання процесу розпаду аустеніту в об'ємі матеріалу.....	132
Калюжний В.Л., Потятиник А.М. Аналіз схем холодного видавлювання вісесиметричних порожнистих виробів.....	137

<i>Коваль І.В., Бодрова Л.Г., Крамар Г.М., Мариненко С.Ю., Ковальчук Я.О.</i> Дослідження характеру руйнування твердих сплавів на полікарбідній основі в умовах термоциклічних навантажень.....	144
<i>Крестьянполь О.А.</i> Вплив пакувальних композиційних матеріалів на харчові продукти.....	149
<i>Кречковська Г.В., Студент О.З., Свірська Л.М.</i> Нерівномірність розподілу карбідів в структурі експлуатованої сталі 12Х1МФ з різних зон пароперепускного гину головного парогону ТЕС.....	154
<i>Кречковська Г.В.</i> Фрактодіагностика стану сталі 15Х1М1Ф після експлуатації на парогоних тес з урахування маневрового режиму роботи.....	159
<i>Кудь І.В., Васильківська М.А., Єременко Л.І., Лиходід Л.С., Уварова І.В., Зяткевич Н.С.</i> Особливості утворення силіцидів перехідних металів при механосинтезі.....	165
<i>Лаптев А.В., Толочин О.І., Євич Я.І., Окунь І.Ю., Мисливченко О.М.</i> Композит Х20Н80–32,5% TiC, отриманий із порошків методом ударного спікання.....	175
<i>Марчук В.І., Марчук І.В., Олексин М.В., Ештеїві А.М.</i> До аналізу джерел та причин походження вібрацій в конічних роликотішипниках.....	184
<i>Маткова А.В., Приходько Г.В.</i> До проблеми оптимізації властивостей композиційних та керамічних матеріалів на основі TiV ₂ та перспективи подальших досліджень.....	193
<i>Мачуляк В.В.</i> Мікролегування титаном, бором, молібденом та алюмінієм при мокрому підводному зварюванні низьковуглецевих сталей.....	199
<i>Обертюх Р.Р., Слабкий А.В., Марущак М.В.</i> Віброударні гідроімпульсні пристрої підвищеної швидкодії для динамічного деформаційного зміцнення поверхонь деталей машин з вбудованими генераторами імпульсів тиску.....	204
<i>Олійник Н.О., Петасюк Г.А., Ільницька Г.Д., Базалій Г.А., Пюра Г.Г., Циба М.М.</i> Фізико-хімічні характеристики модифікованих нанопорошків синтетичного алмазу.....	211
<i>Павлиго Т.М.</i> Значення гармонізації міжнародних стандартів для порошкової металургії та твердих сплавів в Україні.....	217
<i>Радзієвський В.А.</i> Технологія предексплуатаційної підготовки шарикотішипників авіаційного ГТД.....	223
<i>Роїк Т.А., Віцюк Ю.Ю., Хмілярчук О.І., Олійник В.Г.</i> Застосування шліфувальних відходів алюмінієвих сплавів для виготовлення ефективних композиційних антифрикційних деталей друкарського обладнання.....	227
<i>Рудь В.Д., Ткачук І.Є., Божко Т.Є.</i> Дослідження температури різання при точінні спеченого пористого матеріалу ПЖР-3.....	233
<i>Сав'як М.П., Мельник О.Б., Васильківська М.А., Івченко В.І., Удовик О.О., Уварова І.В.</i> Особливості механосинтезу боридів в системах Ta-B і V-B.....	237
<i>Сич О.Є., Товстоног Г.Б., Пінчук Н.Д., Безмянний Ю.Г., Козирацький Є.О., Комаров К.А., Євич Я.І., Уварова І.В.</i> Вплив добавки високодисперсного діоксиду кремнію на структуру та механічні характеристики гідроксиапатитної біокераміки.....	244
<i>Сосновський Л.А., Власова О.В., Баглюк Г.А., Головкова М.І.</i> Дослідження можливості утилізації порошкових відходів сталі ШХ 15 при виготовленні двошарових матеріалів з використанням просочування.....	250
<i>Сур'янінов М.Г., Чучмай О.М., Шил'яєв О.С.</i> Чисельна реалізація розв'язку завдання про вигин і крутіння систем з перехресними зв'язками.....	257
<i>Сяський А.О., Сорокова С.О.</i> Передача зосередженої сили до контуру кругового отвору нескінченної пластинки через розімкнене пружне ребро.....	263
<i>Ткаченко С.М.</i> Математичне моделювання швидкості хімічної реакції для підвищення експлуатаційних властивостей деталей та інструмента сільськогосподарського призначення методом СВС.....	269
<i>Толочина О.В., Баглюк Г.А., Мамонова А.А., Окунь І.Ю., Євич Я.І.</i> Вплив термомеханічної обробки на властивості і структуру порошкового алюмініду заліза Fe–14Al.....	278
<i>Уманський О.П., Полярус О.М., Кисіль В.М., Стельмах О.У., Євдокименко Ю.І.</i> Вплив складу матеріалу, а також розміру абразиву на термоерозійну стійкість композитів на основі інтерметаліду NiAl.....	288

<i>Уманський О.П., Стороженко М.С., Стельмах О.У., Костенко О.Д.</i> Формування структурно-фазового складу композиційних матеріалів системи TiB_2 -(Fe-13 мас.% Mo).....	294
<i>Хоменко О.І., Хоменко О.В., Баглюк Г.А.</i> Особливості структуроутворення та властивості композиту Cu-50 % мас. Сг, отриманого методами рідкофазного спікання та гарячого штампування.....	299
<i>Чернега С.М., Поляков І.А., Красовський М.О., Мазняк А.Г.</i> Структура комплексних боридних покриттів, сформованих в різних фізико-хімічних умовах.....	307
<i>Четвержук Т.І., Полінкевич Р.М., Зубовецька Н.Т.</i> До питання впливу якості поверхневого шару на експлуатаційні характеристики вузлів верстатів.....	313
<i>Чигвінцева О.П., Рула І.В.</i> Вивчення трибологічних властивостей вуглепластика на основі фенілону.....	317
<i>Чигиринець О.Е., Воробйова В.І., Скиба М.І.</i> Формування протикорозійного покриття на поверхні сталі із парової фази силоксанів.....	322
<i>Чигиринський В.В., Ленюк А.А.</i> Моделювання процесу пластичної формозміни смуги в умовах поперечної знакозмінної течії металу.....	326
<i>Широков О.В., Широков В.В., Шахбазов Я.О., Майк В.З.</i> Деградаційний вплив деяких металевих розплавів та температури на фізико-механічні властивості безвуглецевих хромонікелевих сталей.....	331
<i>Глушкова Д.Б., Грінченко О.Д.</i> Дослідження структурного стану і механічних властивостей поверхневого шару лопатки зі сталі 15X11МФ, зміцненої струмами високої частоти.....	344
<i>Липян Є.В., Сизоненко О.М.</i> Електророзрядна підготовка шихти для отримання карбідотитанових твердих сплавів.....	350

ONTENTS

Contents	4
Abolikhina E.V., Chernega S.M. Prediction of progression rate corrosion damages on the wings of aircraft from V93T1 and D16T alloys.....	9
Babiy L.O. The creep features of steel 2.25 Cr-1Mo degraded at hard temperature-loading operation conditions.....	15
Barsukov V.Z., Senyk I.V., Kuryptia Ya.A., Savchenko B.M. Investigation of electrophysical characteristics of the PVC-carbon composites for electromagnetic shielding.....	22
Beloshitskiy N., Tatarchenko H., Beloshitska N., Uvarov P. Technology of obtaining copper powder from waste industry.....	27
Vasylyv Kh., Vynar V., Shyrovkov V., Ratska N., Arendar L., Khlopyk O. Tribological behavior of iron-carbon alloys under the influence of diffusion and residual hydrogen.....	32
Vdovychenko V. Structure of the evaluation of the efficiency of urban public passenger transport from the standpoint of sustainable development.....	38
Vishnyakov L., Morozova V., Varchenko V., Moroz V., Tulzhenkova A., Sichkar G. Properties of "secondary" epoxy polymers with fillers from wastes of carbon fibre reinforced plastic.....	45
Voytik T., Poletaev G. Left-sided matrix equations with two triangular unknowns.....	51
Ganulich B.K. Influence of coverage of anodic type on the basis of zink and aluminum 28X2MФБД became oncorrosive-tireless durability.....	58
Harast A.I. Macro- and microcomposition and structure of sparingly alloyed wear-resistant cast iron and especially their changes during thermal treatment.....	61
Hasan Y.G., Drozdova O.V. Chemical solution for the hydrophobization of building materials based on gypsum binders, method for processing of such equipment.....	69
Hrebenok T.P., Brodnikovskij D.N., Itsenko A.I., Kovalchenko M.S. Investigation of the microstructure and test on biaxial bending of the TiC-VC-Mo ₂ C-NbC carbide system.....	71
Hrudetsky R. Electronic journal as a means of accounting classes and success of students in universities.....	76
Hrudetsky R. Method optimization communications line through modeling in OPNET package.....	80
Hrudetsky R., Msrkina L., Somov D. Computer model calculation lighting.....	85
Dmytryuk N., Husachuk D., Parfentyeva I. Evolution of the structure of the friction layers in the wear of copper cast iron.....	91
Dubok A., Lashneva V., Shynkaruk A. Multilayered bioactive ceramic coatings – a way to improve quality and service life of total hip endoprosthesis.....	96
Epifantseva T.A. Influence of quantity of inclusions of hard phase of tungsten alloy in composition of copper composite material for the formation of structure of unbeated powder clocks of cumulative charges.....	104
Zhiguts Yu., Opachko I., Hom'ak B., Lazar V. The features of effective lining of layer structures by periodic laser pulses.....	112
Zaytsev R.V., Kirichenko M.V., Zaytseva L.V., Veselova N.V. Increasing of the effectiveness of the industrial silicon photo-electric transformers for the hybrid photo-power module.....	119
Zaitsev R.V. Development of thermal conducting dielectric contact for solar cells of photoenergy system.....	126
Kaverinskiy V.V., Trotsan A.I., Bagiluk G.A., Sukhenko Z.P. Simulation of volumetric austenite transformation.....	132
Kaljuzhny V., Potjatynyk A. Shema analysis of cold extruding of the axismetric hollow articles.....	137
Koval I.V., Bodrova L.H., Kramar H.M., Marynenko S.Yu., Kovalchuk Ya.O. Investigation of the polycarbide hard alloys fracture nature under thermo-cycle addings.....	144
Krestyanpol O.A. The influence of packaging with composite materials on food products.....	149
Krechkovska H., Student O., Svirska L. Heterogeneity of carbide distribution in the structure of the operated 12X1MF steel from different zones of the bending bypass of the main steam pipeline of HPP... ..	154
Krechkovska H.V. Fractodiagnosics of the 15X1M1Φ steel state after service on the steam pipelines of hpp with account of the shut-down processes effect.....	159
Kud I., Vasylykivska M., Ieremenko L., Lichodid L., Uvarova I., Zyatkevich N. Peculiarities of formation of silicides of transition metals at mehanosynthesis.....	165
Laptiev A.V., Tolochyn O.I., Yevych Ya.I., Ocun I.Yu., Myslyvchenko O.M. The Cr20Ni80–32,5% TiC composite obtained from powders by impact sintering.....	175

<i>Marchuk V., Marchuk I., Oleksin M., Eshteivi A.</i> To analyze the sources and causes vibrations in origin tapered roller.....	184
<i>Matkova A., Prykhodko H.</i> On the problem of optimization of properties of composite and ceramic materials based on TiB ₂ and the prospective of future research.....	193
<i>Machulyak V.</i> Microalloying by titanium, borium, molybdenium and aluminium for wet underwater welding of low carbon steel.....	199
<i>Obertyuh R., Slabkyi A., Marushchak M.</i> Vibration - percussive hydraulic - pulse devices enhanced performance for dynamic strain hardening surfaces of machine parts with integrated of pressure pulse generator.....	204
<i>Oliinyk N., Ilnytska G., Petasyuk G., Bazaliy G., Pura H., Tsyba N.</i> Physical and chemical characteristics of modified synthetic diamond nanopowders.....	211
<i>Pavlyho T.</i> The importance of harmonization of international standards for powder metallurgy and hardmetalls in Ukraine.....	217
<i>Radzievsky V.</i> Technology preoperational preparation of ball bearings for aviation GTE.....	223
<i>Roik T.A., Vitsiuk Iu.Iu., Khmiliarchuk O.I., Oliynyk V.G.</i> Applying aluminium alloys grinding waste for manufacturing effective composite antifriction parts of printing equipment.....	227
<i>Ryd' V.D., Tkachyk I.E., Bozhko T.E.</i> Research of cutting temperature at sharpening of the sintered porous material.....	233
<i>Savyak M.P., Melnyk O.B., Vasykivska M.A., Ivchenko V.I., Udovik O.O., Uvarova I.V.</i> Peculiarity of metals borides formation in the systems (Ta-B and V-B) during mechanical alloying.....	237
<i>Sych O., Tovstonoh H., Pinchuk N., Bezimyanniy Yu., Kozirackiy E., Komarov K., Yevych Ya., Uvarova I.</i> Effect of fumed silica addition on structure and mechanical characteristics of hydroxyapatite bioceramics.....	244
<i>Sosnovsky L.A., Vlasova O.V., Baglyuk G.A., Golovkova M.I.</i> Investigation of ultimate powder waste disposal of steel IX15 manufacture by the method of impregnation two-layer materials.....	250
<i>Surianinov N.G., Chuchmay A.M., Shilyev A.S.</i> Numerical implementation of the solution for bending and torching systems with cross-related communications.....	257
<i>Siaskyi A.O., Sorokova S.O.</i> Transfer the concentrated force to the endless circular paththrough the plate disconnected elastic ribs.....	263
<i>Tkachenko S.</i> Mathematical modeling of the chemical reaction rate to increase operational properties of parts and tools of agricultural appointment by SHS method.....	269
<i>Tolochina A.V., Bahliuk G.A., Mamonova A.A., Okun I.Yu., Yevych Ya.I.</i> Influence thermomechanical treatment on the properties and structure of powder iron aluminide Fe-14Al.....	278
<i>Umanskyi O., Poliarus O., Kysil V., Stelmah O., Evdokimenko Yu.</i> Influence of material composition and abrasive size on the thermal erosion resistance of composites based on NiAl intermetallic.....	288
<i>Umanskyi O.P., Storozhenko M.S., Stelmach O.U., Kostenko O.D.</i> Structure formation of TiB ₂ -(Fe-13 wt.% Mo) composite materials.....	294
<i>Khomenko A.I., Khomenko E.V., Baglyuk GA.</i> Features of structure formation and properties of Cu-50 % mass Cr composite, obtained by means of liquid-phase sintering and hot stamping.....	299
<i>Chernega S.M., Poliakov I.A., Krasovskyi M.A., Mazniak A.G.</i> Structure of complex borid coatings, formed in different physical-chemical conditions.....	307
<i>Chetverzhuk T., Polinkevich R., Zubovetska N.</i> The question of influence as surface layer on operating characteristics machine tools.....	313
<i>Chigvintseva O.P., Rula I.V.</i> Study of tribology properties carbon plastic on basis of phenilon.....	317
<i>Chygyrynets' O.E., Vorobyova V.I., Skiba M.I.</i> Anti-corrosion film formed on carbon steel surface by organosilanes from gas-vapor phase.....	322
<i>Chigirinsky V., Lenok A.</i> Modeling of the plastic forming process of the strip in conditions of a transverse alternating flow of a metal.....	326
<i>Shyrovov O., Shyrovov V., Shachbazov A., Maik V.</i> The degradation effect of some metallic melts and temperature on the physical and mechanical properties of carbon-free chromium-nickel steels.....	331
<i>Gluschcova D., Grinchenko E.</i> Inverstigation of the struktural state and mechanical properties of the blade of 15X11MΦ steel reinforced with high-frequency currents.....	344
<i>Lypian Ye., Sizonenko O.</i> Electric discharge preparation of the powder mixture for titanium carbide hard metals obtainment.....	350

УДК 621.785.539

О.В. Аболіхіна¹, С.М. Чернега²¹ДП «Антонов»,²Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут"**ПРОГНОЗУВАННЯ ШВИДКОСТІ РОЗВИТКУ КОРОЗІЙНИХ ПОШКОДЖЕНЬ НА КРИЛАХ ЛІТАКІВ З СПЛАВІВ В93Т1 І Д16Т**

В даній роботі на основі статистичної інформації методом математичної статистики отримано лінійне рівняння регресії для швидкості розвитку корозійних пошкоджень на поверхні крил літаків середньої дальності з урахуванням індивідуальних параметрів. З його допомогою виконано прогнозування швидкості розвитку корозії на елементах конструкції крил літаків в різних умовах експлуатації.

Ключові слова: конструкція, експлуатація, корозійне ураження, регресія, кореляція, прогнозування, швидкість розвитку.

Е.В. Аболихина, С.М. Чернега**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СКОРОСТИ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА КРЫЛЬЯХ САМОЛЕТОВ ИЗ СПЛАВОВ В93Т1 И Д16Т**

В данной работе на основе статистической информации методом математической статистики получено линейное уравнение регрессии для скорости развития коррозионных повреждений на поверхности крыльев самолетов средней дальности с учетом индивидуальных параметров. С его помощью выполнено прогнозирование скорости развития коррозии на элементах конструкции крыльев самолетов в различных условиях эксплуатации.

Ключевые слова: конструкция, эксплуатация, коррозионное поражение, регрессия, корреляция, прогнозирование, скорость развития.

E.V. Abolikhina, S.M. Chernega**PREDICTION OF PROGRESSION RATE CORROSION DAMAGES ON THE WINGS OF AIRCRAFT FROM V93T1 AND D16T ALLOYES**

In this paper, a linear regression equation for the rate of development of corrosion lesions on the surface of the wings of medium-range aircraft with individual parameters was obtained on the basis of statistical information using the method of mathematical statistics. With its help, predicted the rate of development of corrosion on the elements of the design of aircraft wings in various operating conditions.

Keywords: construction, aircraft operation, corrosion damage, regression, correlation, prediction, the speed of development.

Постановка проблеми. В настоящее время численность эксплуатируемых самолетов средней дальности, выпущенных в семидесятые годы прошлого века, составляет не менее 25% по отношению ко всему парку машин «Антонов». Данные анализа их технического состояния показывают, что выработка назначенного ресурса по числу полетов, летным часам и календарному сроку службы не требует немедленного прекращения их эксплуатации, однако необходимо проведение достаточного объема работ по дальнейшему обеспечению их ресурса [1].

При проектировании летательных аппаратов используется концепция "безопасно повреждаемой конструкции", которая обеспечивается за счет применения конструктивных материалов с высокими коррозионными свойствами, за счет конструктивных и технологических решений. Для эксплуатируемой техники применяется понятие "допустимого повреждения", допускающее наличие конструктивных и эксплуатационных дефектов и трещин, которые могут развиваться до возникновения некоторого предельного состояния, определяемого из условия силового нагружения конструкции и влияния факторов окружающей среды. Это обеспечивается повышением эффективности методов диагностики и оценки технического состояния, разработкой соответствующих регламентов технического обслуживания, уточнением методов оценки предельных состояний конструкции с учетом анализа реальных условий эксплуатации. Анализ допустимости коррозионных поражений [2] является одним из требований обеспечения ресурса по условиям усталости в нормах прочности России (АП-25), США (FAR-25). Поэтому при оценке пригодности к дальнейшей эксплуатации самолетов, приближающихся к выработке назначенного ресурса, в качестве одного из основных факторов учитывается фактор коррозии.

Возникновение и развитие коррозионных повреждений может привести к снижению усталостной долговечности и ограничению ресурса конструкции по условиям выносливости, а также к снижению статической прочности конструкции [3]. При различных наработках и сроках

службы применительно к различным условиям эксплуатации важно оценивать скорость развития коррозионных повреждений и иметь возможность ее прогнозирования.

Анализ последних достижений и публикаций.

Проблема оценки скорости развития коррозии на элементах конструкции самолетов в условиях эксплуатации стоит достаточно остро, что свидетельствует о перспективности поисков в этом направлении.

Постановка задач. Для оценки и прогнозирования скорости развития коррозионных повреждений на элементах конструкции крыльев был применен метод теории вероятностей и математической статистики с обработкой данных на ПК. Применение метода статистического анализа включало решение следующих задач:

1. Предварительную обработку данных, расчет характеристик их положения и рассеяния.
2. Установление корреляции между глубиной коррозионных повреждений и различными факторами (конструктивными и эксплуатационными), которые оказывают либо, предположительно, могли бы оказывать влияние на возникновение и развитие коррозии.
3. Построение линейного уравнения регрессии для скорости развития коррозионных повреждений с учетом степени влияния определенных ранее конкретных факторов.
4. Прогнозирование скорости развития коррозионных повреждений на внешней поверхности обшивок верхних панелей крыла из сплава В95Т1 и на внутренней поверхности обшивок нижних панелей из сплава Д16Т применительно к различным климатическим зонам.

Целью данной работы явилось получение уравнение регрессии, с учетом индивидуальных параметров самолета, для прогнозирования скорости развития коррозионных повреждений на обшивках крыльев верхних и нижних панелей в различных условиях эксплуатации самолетов при различных сроках службы.

Изложение основного материала.

Коррозионное повреждение должно быть обнаружено своевременно, до того момента, когда его удаление потребует ремонта или снизит остаточную прочность силовой конструкции планера самолета ниже допустимого уровня [4]. Особое внимание уделяется труднодоступным для осмотров местам конструкции планера, в частности, кессонам крыльев самолетов, где образование повреждений происходит в закрытых полостях и имеет свои специфические особенности.

Верхние и нижние панели крыльев изготовлены из алюминиевых сплавов Д16Т и В95Т1, соответственно. Для панелей центроплана использованы крупногабаритные пресованные полуфабрикаты с толщиной полотна 3,5 мм, представляющие собой обшивку, выполненную заодно со стрингерами двутаврового сечения. Панели средней части крыла (СЧК) клепаной конструкции, выполнены из катаного листа и состоят из химически фрезерованных обшивок с приклепанными стрингерами двутаврового сечения. Панели защищены от коррозии комплексом покрытий, состоящих из искусственной окисной пленки, лакирующего слоя (СЧК) и лакокрасочного покрытия (обычно многослойного), непосредственно защищающего конструкцию от влияния внешней среды.

Осмотр внутренних элементов конструкции крыла на предмет наличия коррозии производится после демонтажа съемных панелей центропланов или СЧК. Демонтаж панелей является трудоемкой и дорогостоящей процедурой. Любые демонтажно-монтажные работы могут привносить дополнительные повреждения – царапины, нарушения покрытий, повреждение крепежа и анкерных гаек, смятие и скручивание мягких топливных баков. Поэтому, если с точки зрения своевременного выявления коррозии, панели необходимо демонтировать как можно чаще, то для эффективности эксплуатации самолета это желательно делать как можно реже. Для эффективного обнаружения коррозии в кессонах требуется знание максимально повреждаемых зон, кроме того, важно прогнозирование скорости развития коррозионных повреждений, которое осуществляется на основе объективной статистической информации и ретроспективного анализа коррозионного состояния конструкций.

На ГП «Антонов» была разработана и распространена на все заводы гражданской авиации форма сбора информации о коррозионных повреждениях элементов конструкции крыла и фюзеляжа, включающая нанесение повреждений на соответствующие схемы. За период службы 20 - 50 лет созданы базы данных по коррозионному состоянию самолетов, что позволило проанализировать опыт их эксплуатации с точки зрения повреждений силовой конструкции планера, установить причины появления коррозии, ее виды, способы устранения и возможное ее влияние на ресурсные характеристики конструкции [1].

В процессе выполнения работы были использованы данные по коррозионному состоянию 1400 самолетов средней дальности, срок службы которых составлял от 7 до 50 лет с начала эксплуатации. Осмотры самолетов в эксплуатации и при капитальных ремонтах в среднем проводились с периодичностью 3 - 14 лет в зависимости от налета и мест базирования. Интенсивность эксплуатации большинства самолетов не превышала 300-500 полетов в год. Места базирования самолетов находились в зонах умеренного, морского, влажного тропического климата и в промышленных регионах стран ближнего и дальнего зарубежья. В тропиках эксплуатировались ~ 50% самолетов анализируемой выборки.

Предварительный анализ коррозионного состояния крыльев самолетов позволил определить зоны, максимально подверженные коррозии, и выполнить оценку скорости развития коррозионных повреждений в зависимости от сроков эксплуатации [2]. При этом в качестве критерия скорости развития коррозионного повреждения было принято изменение максимальной глубины повреждения в очаге. В случае нескольких очагов принимали во внимание максимально неблагоприятный результат. Скорость развития коррозии определялась как функция глубины h коррозионного поражения от времени T , являющегося периодом между предыдущим и последующим техническими осмотрами внешней поверхности верхних панелей крыла либо осмотрами внутренней поверхности нижних панелей (между соседними вскрытиями кессонов). Графически данные статистики представлялись в виде массива в координатах "Глубина коррозионного повреждения – срок службы между техническими осмотрами". Для простоты интерпретации массивы полученных данных для каждой климатической зоны были аппроксимированы прямыми линиями, по которым проводили оценку средней скорости развития коррозии на элементах конструкции крыла (см. рис. 1).

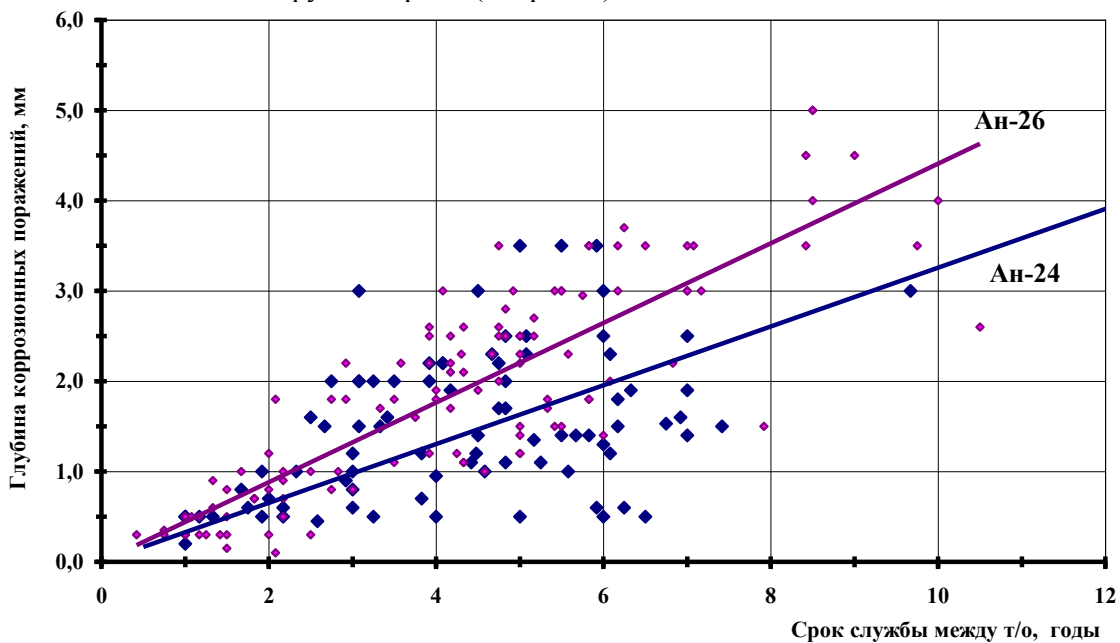


Рис. 1. Повреждаемость коррозией внутренней поверхности обшивок верхних панелей центроплана самолетов Ан-24, Ан-26 в условиях смешанных климатических зон.

Однако, выполненные исследования не учитывали влияние других, не менее важных факторов - календарных сроков службы, наработки, интенсивности полетов, и т. д. Кривая первого порядка, аппроксимирующая массив данных, имела низкий коэффициент корреляции. Такая оценка скорости являлась приближенной.

Задание аналитической зависимости глубины коррозионного поражения от величины наработки либо срока эксплуатации осуществлялось в следующих допущениях:

1. логарифм (\ln) долговечности по образованию повреждения подчиняется нормальному распределению;

2. скорость роста повреждения является случайной величиной;

3. скорость повреждения не зависит от момента его образования.

Определение и прогнозирование скорости развития коррозии на элементах конструкции крыла выполняли методом регрессионного анализа. Использовали уравнение множественной линейной регрессии вида $\hat{y} = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + \dots + a_mx_m$,

где \hat{y} - теоретические значения результативного признака, полученные путем подстановки соответствующих значений факторных признаков в уравнение регрессии.

Сущность данного метода заключается в нахождении параметров a_i , при которых минимизируется сумма квадратов отклонений эмпирических (фактических) значений результативного признака от теоретических, полученных по выбранному уравнению регрессии, т.е.:

$$S = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2 = \sum_{i=1}^n (y_i - a_0 - a_1x_{i1} - a_2x_{i2} - \dots - a_mx_{im})^2 \quad \min \quad \rightarrow$$

Рассматривая S в качестве функции параметров и проводя математическое дифференцирование, получаем систему нормальных уравнений с m неизвестными (по числу параметров a_i):

$$na_0 + a_1 \sum x_1 + a_2 \sum x_2 + \dots + a_m \sum x_m = \sum y$$

$$a_0 \sum x_1 + a_1 \sum x_1^2 + a_2 \sum x_2x_1 + \dots + a_m \sum x_mx_1 = \sum yx_1; \quad a_0 \sum x_m + a_1 \sum x_1x_m + a_2 \sum x_2x_m + \dots + a_m \sum x_m^2 = \sum yx_m,$$

где n – число наблюдений;

m – число факторов в уравнении регрессии.

Решив систему уравнений, находим значения параметров a_i , являющихся коэффициентами искомого теоретического уравнения регрессии.

Для анализа общего качества уравнения линейной многофакторной регрессии использовали множественный коэффициент детерминации R^2 (квадрат коэффициента множественной корреляции R), рассчитанный по формуле:

$$R^2 = \frac{\sigma_\phi^2}{\sigma_y^2}$$

Коэффициент детерминации R^2 определяет долю вариации результативного признака, обусловленную изменением факторных признаков, входящих в многофакторную регрессионную модель. Проверка адекватности построенного уравнения регрессии наряду с проверкой значимости коэффициента детерминации R^2 включает в себя также и проверку значимости каждого коэффициента регрессии. Значимость коэффициентов регрессии проверяли с помощью t -критерия Стьюдента.

В ходе выполнения работы были определены линейные коэффициенты корреляции глубины коррозионных повреждений с эксплуатационными параметрами самолетов - датой выпуска; номером и видом предыдущего ремонта и датой его проведения; календарным сроком службы; наработкой; интенсивностью полетов и т.д. Установлено, что для каждой климатической зоны фактором, способным в сильной степени влиять на возникновение и развитие коррозионных повреждений, является срок службы между техническими осмотрами. Связь глубины повреждений с наработкой и интенсивностью полетов – умеренная. Связь глубины коррозии с прочими эксплуатационными факторами - слабая либо очень слабая.

Прогнозирование скорости осуществлялось из уравнений линейной регрессии. На основании результатов регрессионного и дисперсионного анализа были вычислены коэффициенты регрессии и их статистические оценки, вычислены верхние и нижние границы доверительных интервалов. При выводе уравнений регрессии использовали результаты корреляции, вследствие чего в набор факторных признаков были включены срок службы между техническими осмотрами (т/о), наработка между т/о и интенсивность полетов. Для соответствующих климатических зон коэффициенты либо часть коэффициентов при значениях x_n , соответствующих календарному сроку службы, общему налету самолета, интенсивности полетов ... оказались не значимыми, т.к. они меньше или же сравнимы со своими стандартными ошибками. Проверка значимости коэффициентов при факторных признаках подтвердила их значимость. Вычисленный показатель средней ошибки аппроксимации ϵ подтверждает среднюю и достаточно высокую адекватность полученных уравнений.

Полученное уравнение регрессии, с учетом индивидуальных параметров самолета, позволило выполнить прогнозирование скорости развития повреждений на обшивках крыльев верхних и нижних панелей в различных условиях эксплуатации самолетов при различных сроках службы.

Полученные уравнения регрессии для расчета глубины коррозионных повреждений внешней поверхности обшивок верхних панелей крыльев самолетов из сплава В95Т1 имеют вид:

$$- \text{зона умеренного климата} - y = (0.12 \pm 0.028) x_1;$$

- зона воздействия морских и промышленных атмосфер – $y=(0.27\pm 0.014)x_1$;
- зона смешанного воздействия умеренного климата и тропиков -- $y=(0.37\pm 0.025)x_1$;
- зона влажного тропического климата -- $y=(0.51\pm 0.022)x_1 + (0.00024\pm 0.00018)x_2$;

где x_1 - срок службы между ремонтами, x_2 - интенсивность полетов, x_3 – наработка между т/о.

Сущность коэффициентов при факторных признаках состоит в следующем:

увеличение срока службы между ремонтами на 1 год приводит к увеличению глубины коррозионных поражений на поверхности наружной обшивки верхних панелей крыла в среднем:
 на ~0.12 мм в зоне умеренного климата;
 на ~0.27 мм в зоне воздействия морских и промышленных атмосфер;
 на ~0.37 мм в зоне смешанного - умеренного и тропического климата;
 на ~0.58 мм в зоне влажных тропиков при интенсивности 300 пол./год.

Полученные уравнения регрессии для расчета глубины повреждений на внутренней поверхности обшивок нижних панелей из сплава Д16Т имеют вид:

- умеренный климат - $y=(0.12\pm 0.015)x_1$;
- резко-континентальный климат - $y=(0.23\pm 0.042)x_1$;
- промышленные зоны - $y=(0.33\pm 0.035)x_1$;
- морской климат - $y=(0.34\pm 0.045)x_1$;
- смешанные условия эксплуатации - $y=(0.28\pm 0.037)x_1$;
- влажные тропики - $y=(0.47\pm 0.056)x_1$;

где x_1 - срок службы между ремонтами.

Сущность коэффициентов при факторном признаке состоит в следующем: увеличение срока службы между ремонтами на 1 год приводит к увеличению максимальной глубины коррозионных поражений на обшивках нижних панелей центропланов:

- на ~0.12 мм в зоне умеренного климата;
- на ~0.23 мм в зоне резко-континентального климата;
- на ~0.33 мм в промышленных зонах;
- на ~0.34 мм в зоне морского климата;
- на ~0.28 мм в смешанных условиях эксплуатации;
- на ~0.47 мм в зоне влажных тропиков.

Разработка (на основе объективной статистической информации) математических моделей изменения технического состояния элементов конструкции, имеющих коррозионные повреждения, дает возможность прогнозирования скорости развития этих повреждений при различных наработках и сроках службы, применительно к различным условиям эксплуатации.

Результаты оценки скорости развития коррозии на различных элементах конструкции крыла могут быть использованы для корректировки периодичности осмотров и определения оптимального времени восстановления антикоррозионной защиты как анализируемой зоны и группы самолетов, так и других зон, групп и типов самолетов, для которых эти зона и группа могут считаться прототипом. Исходя из полученных значений максимальной величины коррозионного повреждения за год, определяются сроки службы до первого осмотра для новых типов самолетов и периодичность их осмотров в процессе эксплуатации с соответствующими величинами запасов.

Накопленный в процессе эксплуатации самолетов Ан-24 и Ан-26 опыт позволил установить для самолетов Ан-32, Ан-70, Ан-124, Ан-225, Ан-140 более длительные интервалы между их капитальными ремонтами и повысить экономическую эффективность их эксплуатации.

ВЫВОДЫ

1. Согласно результатам корреляции, повреждаемость коррозией элементов конструкции крыла в наибольшей степени зависит от условий эксплуатации и срока службы между техническими осмотрами. В значительно меньшей степени на повреждаемость коррозией влияют наработка между техническими осмотрами и интенсивность полетов.

2. Для верхних панелей крыла из сплава В95Т1 определены уравнения регрессии, позволяющие осуществлять прогнозирование глубины коррозионных повреждений в соответствующих климатических зонах:

- зона умеренного климата – $y=(0.12\pm 0.028)x_1$;
- зона воздействия морских и промышленных атмосфер – $y=(0.27\pm 0.014)x_1$;

- зона смешанного воздействия умеренного климата и тропиков – $y=(0.37\pm 0.025)x_1$;

- зона влажного тропического климата – $y=(0.51\pm 0.22)x_1 + (0.00024\pm 0.00018)x_2$.

3. Скорость развития коррозионных повреждений на обшивках верхних панелей крыла составляет в среднем

- 0.12 мм/год в зоне умеренного климата;

- 0.27 мм/год в зоне воздействия морских и промышленных атмосфер;

- 0.37 мм/год в зоне смешанного - умеренного и тропического климата;

0.58 мм/год в зоне влажного тропического климата при интенсивности 300 полетов/год.

4. Для нижних панелей крыла из сплава Д16Т уравнения регрессии, позволяющие осуществлять прогнозирование глубины коррозионных повреждений, имеют вид:

- умеренный климат - $y=(0.12\pm 0.015)x_1$;

- резко-континентальный климат - $y=(0.23\pm 0.042)x_1$;

- промышленные зоны - $y=(0.33\pm 0.035)x_1$;

- морской климат - $y=(0.34\pm 0.045)x_1$;

- смешанные условия эксплуатации - $y=(0.28\pm 0.037)x_1$;

- влажные тропики - $y=(0.47\pm 0.056)x_1$;

где x_1 - срок службы между ремонтами.

5. Скорость развития коррозионных повреждений на обшивках нижних панелей крыла составляет в среднем:

~0.12 мм/год в зоне умеренного климата;

~0.23 мм/год в зоне резко-континентального климата;

~0.33 мм/год в промышленных зонах;

~0.34 мм/год в зоне морского климата;

~0.28 мм/год в смешанных условиях эксплуатации;

~0.47 мм/год в зоне влажных тропиков.

6. Результаты оценки скорости развития коррозии на различных элементах конструкции крыла могут быть использованы для корректировки периодичности осмотров и определения оптимального времени восстановления антикоррозионной защиты как анализируемой зоны и группы самолетов, так и других зон, групп и типов самолетов, для которых эти зона и группа могут считаться прототипом. Исходя из полученных значений максимальной величины коррозионного повреждения за год, определяются сроки службы до первого осмотра для новых типов самолетов и периодичность их осмотров в процессе эксплуатации с соответствующими величинами запасов.

7. Разработка математических моделей изменения технического состояния элементов конструкции, имеющих коррозионные повреждения, на основе объективной статистической информации дает возможность прогнозирования скорости развития этих изменений при различных наработках и сроках службы, применительно к различным условиям эксплуатации.

8. Накопленный в процессе эксплуатации самолетов Ан-24 и Ан-26 опыт позволил установить для самолетов Ан-32, Ан-70, Ан-124, Ан-225, Ан-140 более длительные интервалы между их капитальными ремонтами и повысить экономическую эффективность их эксплуатации.

Литература.

1. Куранов В.Н., Лебедева Л.А., Ключкова Н.Н.. Проблемы коррозии в современном авиастроении (Обзоры по материалам открытой иностранной печати за 1970 – 1984 г.г.). ЦАГИ №672. – 1987.
2. Единые Нормы летной годности гражданских транспортных самолетов. –1985.
3. Дубинский В.С. Порядок учета возможного снижения прочностных характеристик авиаконструкций из-за коррозии при установлении ресурса планеру. - ЦАГИ. №5004. – 1972.
4. Методы Определения Соответствия к АП 25.571 «Обеспечение безопасности конструкции по условиям прочности при длительной эксплуатации», 1996 г.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 621.181:669.018

Л.О. Бабій*Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України***ОСОБЛИВОСТІ ПОВЗУЧОСТІ СТАЛІ 2,25 Cr-1Mo, ДЕГРАДОВАНОЇ ЗА ЖОРСТКИХ
ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ**

Досліджено вплив високотемпературного водневого середовища на властивості корпусної теплостійкої сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані та після її деградації за технологічних умов експлуатації реактора гідрокрекінгу нафти у вигляді зразків-свідків за робочої (450 °C) і максимально допустимої (500 °C) температур. Виявлено, що незалежно від її стану (вихідний чи після деградації) швидкість усталеної повзучості у водні вища ніж на повітрі. Вплив деградації сталі на швидкість повзучості суттєво переважає вплив водню.

Ключові слова: теплостійкі сталі, високотемпературна воднева деградація, механічні властивості, швидкість повзучості.

Л.О. Бабій**ОСОБЕННОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ СТАЛИ 2,25Cr-1Mo, ДЕГРАДИРОВАННОЙ ПРИ
ЖЁСТКИХ ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВЫХ УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Исследовано влияние высокотемпературной водородосодержащей среды на свойства корпусной теплостойкой стали 2,25Cr-1Mo в исходном состоянии и после ее деградации в технологических условиях эксплуатации реактора гидрокрекинга нефти в виде образцов-свидетелей при рабочей (450°C) и максимально допустимой (500 °C) температурах. Выявлено, что независимо от ее состояния (исходное или после деградации) скорость установившейся ползучести в водороде выше, чем на воздухе. Влияние деградации стали на скорость ползучести существенно преобладает над влиянием водорода.

Ключевые слова: теплоустойчивые стали, высокотемпературная водородная деградация, механические свойства, скорость ползучести.

L.O. Babiy**THE CREEP FEATURES OF STEEL 2.25 Cr-1Mo DEGRADED AT HARD TEMPERATURE-
LOADING OPERATION CONDITIONS**

The influence of the high-temperature hydrogen environment on the creep characteristics of heat-resistant steel 2,25Cr-1Mo in the initial state and after its degradation at technological conditions of the oil hydrocracking reactor was investigated. The investigations were carried out on witness-specimens at the working temperature (450°C) and peak temperature (500°C). It was established, that secondary creep rate in the hydrogen is higher than in air independently of steels state (initial or after degradation). The influence of the steel degradation on secondary creep rate is essentially higher than hydrogen effect.

Key words: heat resistant steels, high-temperature hydrogen degradation, mechanical properties, creep rate.

Постановка проблеми. Подолання енергетичної залежності України передбачає широке впровадження сучасних високоефективних технологій переробки вуглеводнів. Особливо гостро стоїть проблема із запровадженням глибокого перероблення нафти, як одного із найенергоємніших ресурсів. Саме тому перспектива вдосконалення технологій гідрокрекінгу спрямована на підвищення виходу високооктанових бензинів. Попри доволі жорсткі чинні параметри технологічного процесу (температура 450°C і тиск технологічного воденьмісного середовища 16 МПа) майбутнє ж за реакторами із ще вищими параметрами (температура і тиск підвищуються до 500°C і 20 МПа відповідно). Разом з тим світовий досвід експлуатації реакторів гідрокрекінгу нафти свідчить, що їх пошкодження спричиняють значні економічні втрати, тяжкі екологічні наслідки і загрозу життю людей.

Кількість отриманих нафтопродуктів залежить не тільки від якості сировини, дотримання режиму технологічного процесу, але і від кількості водню, який забезпечує реалізацію процесу. За наявності каталізатора, водень впливає на нафтові фракції з високою температурою кипіння. При цьому в реакторі протікають реакції гідрування ароматичних вуглеводнів та крекінг всіх груп вуглеводнів. За невисокої швидкості подавання сировини водень приєднується до ароматичних вуглеводнів з конденсованими ароматичними ядрами. Новоутворені вуглеводні випаровуються за нижчої (на 5...100°C) температури, ніж вуглеводні, що входять до складу вихідної сировини, що дає змогу отримати чистіші фракції нафти і, відповідно, бензини з вищим октановим числом. Попри це внаслідок цих реакцій утворюється суміш газів, вміст водню в якій досягає 75...95 об. %, а решта – азот, метан, етан та бутан [1-3]. Крім того водень використовують для відновлення каталізаторів, що є важливим чинником впливу на продуктивність процесу гідрокрекінгу нафти.

Тривалий технологічний режим експлуатації сприяє інтенсивному наводнюванню металу корпусу реактора. Після його виходу на робочий режим експлуатації концентрація водню в основному корпусному металі досягає $3,4 \text{ млн}^{-1}$, на поверхні аустенітного наплавленого шару – $40,8 \text{ млн}^{-1}$, а на межі їх розділу – $33,2 \text{ млн}^{-1}$ [4]. Внаслідок охолодження реактора під час його зупинки відбувається перерозподіл водню (в наплавленому і основному металі його вміст знижується, а на їх стику – зростає аж до 246 млн^{-1}).

Сумісний тривалий вплив високої експлуатаційної температури і наводнювання пришвидшує дифузійне проникнення водню в корпусний метал реактора, і, як наслідок, може інтенсифікувати дифузійний перерозподіл вуглецю і елементів легування в ньому [5] і спричиняти структурні зміни в металі [6].

Традиційно корпуси реакторів гідрокрекінгу нафти виготовляють з теплостійких сталей типу 2,25Cr-1Mo. Загалом це великогабаритні циліндричні конструкції діаметром 1,2...4 м з товщиною стінки 0,05...0,285 м і висотою 16...20 м [7,8]. Серед основних чинників їх деградації – високі температура, напруження та наводнювальне технологічне середовище. А надійність та безпека їх експлуатації в значній мірі залежить від стабільності механічних властивостей корпусного металу внаслідок тривалого впливу перелічених експлуатаційних чинників [9]. Внаслідок експлуатації реактора створюються передумови для зміни його структури та механічних властивостей, що є проявом деградації корпусного металу. З'ясування закономірностей їх зміни в часі експлуатації та взаємозв'язку між ними дасть змогу судити про поточний технічний стан металу на будь-якому етапі його експлуатації.

Чинні регламенти експлуатації реакторів передбачають контроль за деформацією внаслідок повзучості, корозійними ураженнями, тріщиноутворенням і розшаруваннями вздовж лінії сплавлення основного і наплавленого шарів, проявами водневої корозії тощо. Разом з тим для прогнозування поточного технічного стану металу і на його основі ресурсу реакторів необхідно з'ясувати закономірності впливу водню як середовища та попередньої експлуатації сталі в реальному технологічному процесі гідрокрекінгу нафти на структурні зміни та інтенсивність протікання процесу повзучості деградованого металу.

Мета статті: дослідити вплив деградації корпусної сталі 2,25Cr-1Mo в експлуатаційних умовах на зміну її механічних властивостей.

Методичні аспекти роботи. Зразки-свідки із сталі 2,25Cr-1Mo витримували впродовж $6 \cdot 10^4$ год в контакт з технологічним середовищем реактора гідрокрекінгу нафти. Атестували деградований метал за характеристиками повзучості. Випробовували зразки на заводській машині АІМА-5-2, додатково оснащений вакуумними камерами для випроб у газових середовищах під тиском до 0,5 МПа. Це дало змогу випробовувати лабораторні зразки за тривалого навантаження розтягом в високотемпературному газоподібному середовищі.

Для випроб на повзучість використали гладкі плоскі зразки (рис. 1а). Їх вирізали із зразків-свідків згідно із схемою (рис. 1б).

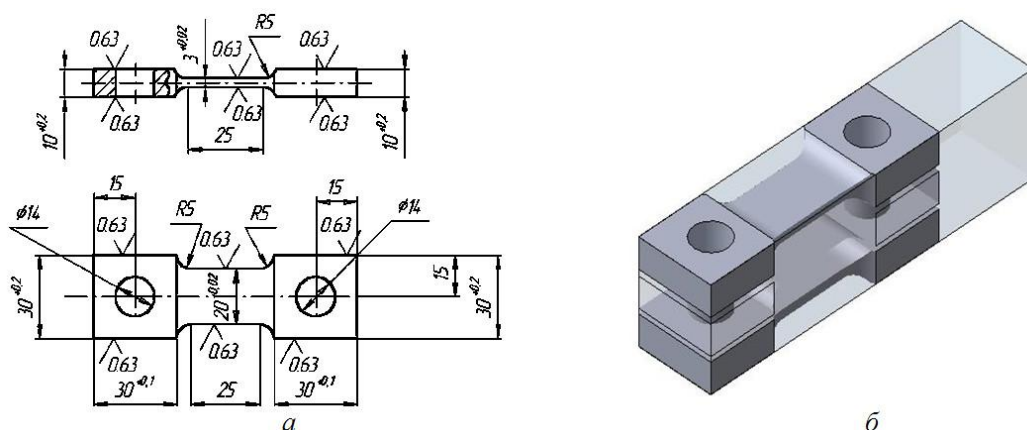


Рис. 1. Зразок для випроб на тривалу міцність і повзучість (а) та схема його вирізання із зразків-свідків після їх витримання в реакторі гідрокрекінгу нафти (б).

Хімічний склад сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані та після експлуатації не виходив за межі допустимих коливань вмісту елементів (табл. 1). Їх механічні характеристики за розтягу наведено у табл. 2. Очевидна тенденція до знеміцнення сталі і зниження її пластичності внаслідок експлуатаційної деградації.

Таблиця 1

Хімічний склад сталі 2,25Cr-1Mo

Сталь	Вміст елементів легування, мас. %								
	C	Cr	Mo	Ni	V	Mn	Si	P	S
У вихідному стані	0,14	2,25	1,00	0,1	0,01	0,6	0,2	0,006	0,003
Після $6 \cdot 10^4$ год експлуатації	0,16	2,37	0,95	0,23	0,036	0,50	0,13	0,028	0,02

Таблиця 2

Механічні характеристики сталі 2,25Cr-1Mo

Сталь	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %
У вихідному стані	600	480	18,5	60
Після $6 \cdot 10^4$ год експлуатації	560	420	18,0	55

Виклад основного матеріалу. Під час розрахунку ресурсу реактора використовують характеристики тривалої міцності та повзучості корпусних сталей, визначені на повітрі. Адже одним з основних контрольованих під час експлуатації показників є деформація елементів корпуса реактора в часі експлуатації. Згідно з випробами на тривалу міцність сталі 2,25Cr-Mo за температури 450 °С водень порівняно з повітрям істотно зменшує час досягнення певної деформації (рис. 2). Порівняння тривалості випроб до досягнення певного видовження за однакового рівня напружень під час випроб на повітрі і у водні свідчить, що деформація металу у водні відбувається інтенсивніше ніж на повітрі [10-12].

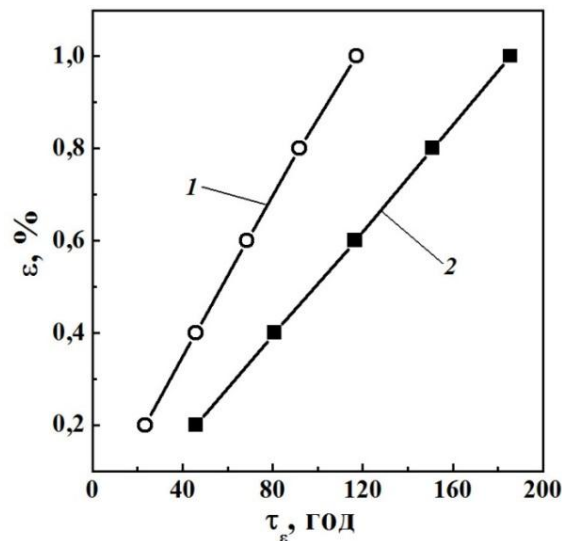


Рис. 2. Зміна відносного видовження зразка ε залежно від тривалості випроб τ для досягнення певного рівня деформації для сталі 2,25Cr-1Mo за випроб у водні (1) і повітрі (2) при однаковому початковому рівні $\sigma_0 = 475$ МПа, температури 450 °С

Випроби на тривалу міцність сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані виявили істотний вплив водню як випробувального середовища на тривалість випроб до досягнення певного рівня деформації зразків залежно від початкового рівня напружень σ_0 (рис. 3). Причому ефект водню зберігається незалежно від рівня напружень [11-13]. Отриманий результат є важливим і його слід враховувати під час оцінювання розрахункового ресурсу реактора на етапі його конструювання. Реальні напруження в стінки реактора гідрокрекінгу нафти, за правило, істотно нижчі, ніж рівні σ_0 , вживані в лабораторних випробах на тривалу міцність. Тому звикло дані лабораторних випроб екстраполюють на реальний час експлуатації реактора, що дає змогу оцінити небезпечний рівень напружень з урахуванням неминучого негативного впливу водню.

Не менш важливо враховувати ефект деградації сталі в часі експлуатації. Адже в міру зростання терміну експлуатації теплопровідних сталей вони втрачають властивості, які

забезпечували їх роботоздатність на початку експлуатації [14, 15]. Тому під час розрахунку залишкового ресурсу таких відповідальних об'єктів, як реактори гідрокрекінгу нафти необхідно враховувати ці втрати, спричинені у тому числі і тривалим впливом жорсткого температурно-силового режиму роботи реактора. Адже зрозуміло, що ефект деградації буде сильнішим для сталі, експлуатованої в реальних умовах (в порівнянні з металом «зразків-свідків»), оскільки задіється вплив робочих напружень розтягу в стінці корпуса, які не впливають на зразки-свідки.

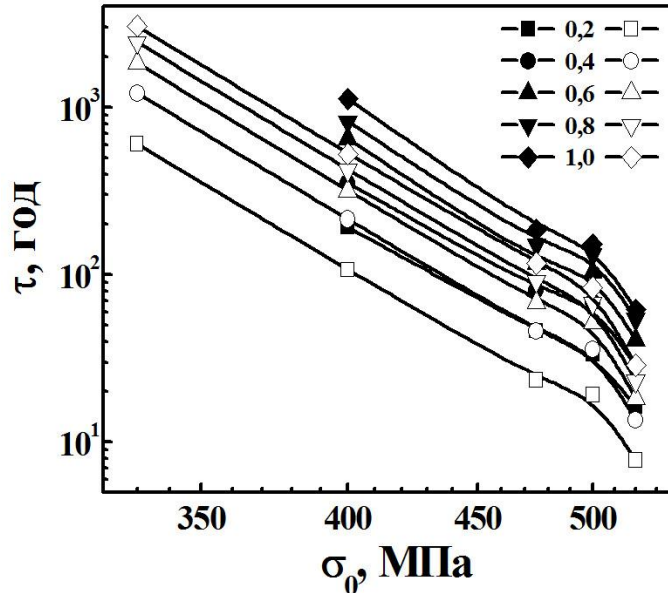


Рис. 3. Криві тривалої міцності до досягнення певних рівнів деформації зразків (цифри біля символів відповідають видовженню у відсотках) τ - σ_0 , отримані за температури 450°C у водні (білі) і повітрі (чорні позначення) на сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані.

Результати випроб сталі 2,25Cr-1Mo на повзучість (рис. 4а), виявили, що незалежно від стану металу (вихідний чи після тривалої експлуатації) швидкість усталеної повзучості v_{II} (швидкість повзучості на другій ділянці діаграми повзучості) за температури 450°C у водні вища, ніж на повітрі [10,11]. Причому це властиво і металу у вихідному стані, і після його експлуатації. Загалом ефект водню на швидкість повзучості зростає зі зниженням рівня напружень під час випроб, але в експлуатованій сталі він слабший, ніж властивий сталі у вихідному стані. Отже, вплив водню на швидкість v_{II} визначається і рівнем напружень під час випроб на повзучість, і станом металу (вихідний чи після тривалої експлуатації). Цей прояв деградації металу в експлуатаційних умовах, пов'язаний із зниженням його здатності чинити опір повзучості, особливо важливо враховувати, оцінюючи поточний технічний стан металу і залишковий ресурс реакторів гідрокрекінгу нафти.

За результатами випроб на повзучість побудували залежності швидкості v_{II} від часу до руйнування зразків τ_f з експлуатованого і не експлуатованого металу (рис. 4б.). Отримали лінійні залежності, екстраполяція яких на розрахований ресурс дає можливість визначити швидкість повзучості, яка не повинна перевищуватися під час експлуатації реактора.

Згідно технологічного регламенту, під час експлуатації реакторів гідрокрекінгу нафти рекомендовано максимальна допустима температура процесу 500 °C. Випроби за цієї температури показали підвищення швидкості v_{II} , причому і у повітрі, і у водні 500 °C (рис. 5а). Разом з тим ефекти і водню, і експлуатації на залежностях швидкості усталеної повзучості від часу до руйнування зразків істотно слабші при 500 °C порівняно з випробами при 450 °C (рис. 5б).

Із зниженням рівня напружень під час випроб на повзучість ефект підвищення температури на швидкість усталеної повзучості зростає. Цей важливий аспект необхідно враховувати під час непередбачених відхилень параметрів технологічного процесу від регламентованих або за необхідності подовження терміну експлуатації реактора.

Порівняння швидкості усталеної повзучості залежно від рівня напружень σ_0 для сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані і після $6 \cdot 10^4$ год експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти у вигляді зразків свідків дає підстави стверджувати, що за відповідних рівнів σ_0 і у повітрі, і у водні швидкість v_{II} істотно вища в експлуатованій сталі порівняно із сталлю у вихідному стані (рис. 6).

Це особливо яскраво видно за робочої для реактора температури 450 °С.

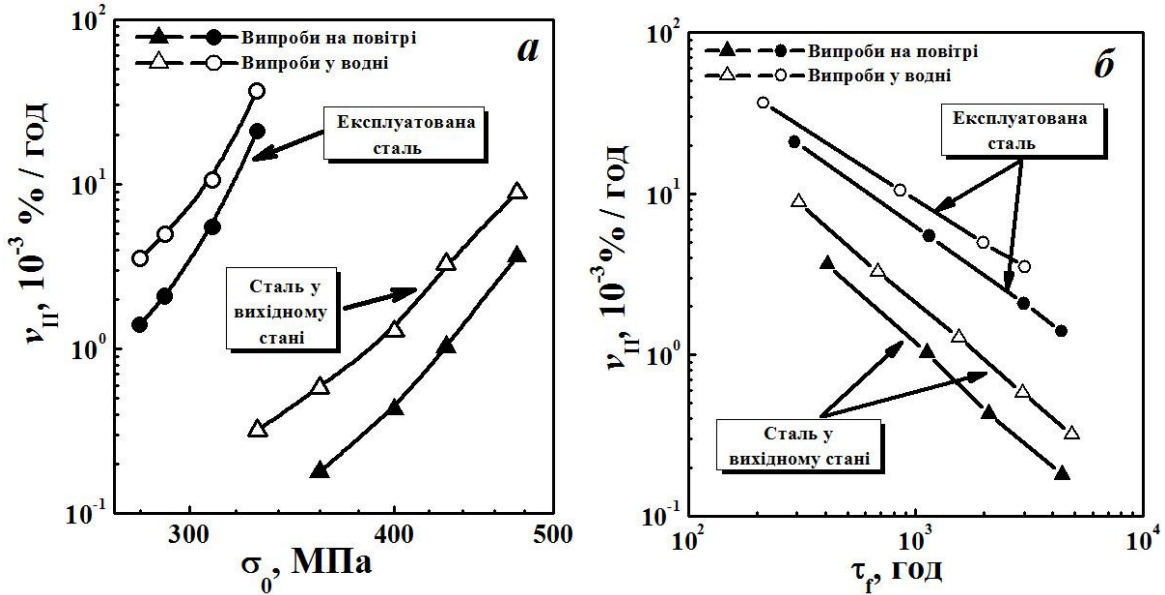


Рис. 4. Швидкість усталеної повзучості v_{II} сталі 2,25Cr-1Мо за випроб у повітрі і водні за температури 450°С в залежності від початкового рівня напружень σ_0 (а) і від часу до руйнування зразків τ_f (б).

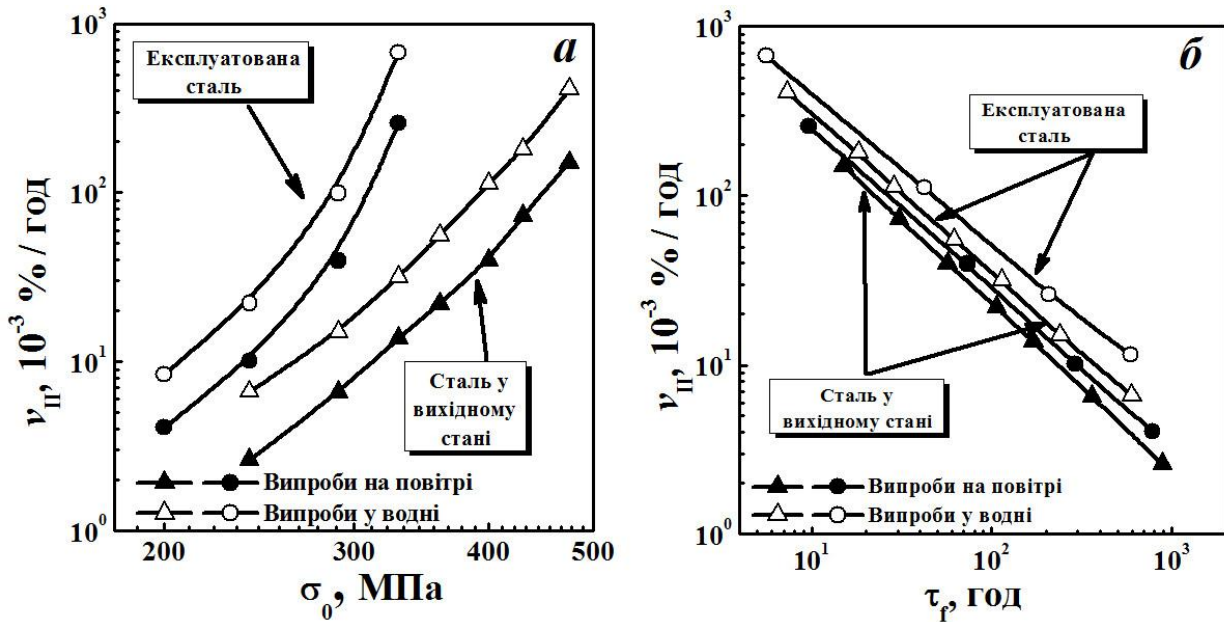


Рис. 5. Залежності швидкості усталеної повзучості v_{II} сталі 2,25Cr-1Мо від початкового рівня напружень σ_0 (а) та часу до руйнування зразків τ_f (б) за випроб у водні і повітрі при 500 °С.

В експлуатованій сталі ефект водню на швидкість усталеної повзучості має дві особливості. По-перше, ефект водню на швидкість v_{II} експлуатованої сталі слабшає. Це може бути пов'язано з дефектами в експлуатованому металі, які служать пастками для водню, і таким чином можуть зменшувати вплив зовнішнього водню на процес деформування зразка.

Друга особливість впливу водню на швидкість усталеної повзучості експлуатованого металу полягає в тому, що зростання швидкості v_{II} у водні сильніше залежить від рівня напружень σ_0 . Причому вплив водню на швидкість усталеної повзучості слабо зростає зі зниженням σ_0 за температури випроб 500 °С, але сильніше це відчувається при 450 °С. Останнє є дуже небезпечним проявом впливу водню на деградований метал, оскільки реальні напруження в стінці реактора є ще нижчими (~150 МПа). Отже, якщо виявлена тенденція зберігатиметься, то водень може істотно підвищувати швидкість усталеної повзучості деградованої впродовж експлуатації корпусної сталі

і, тим самим, знижувати ресурс реактора гідрокрекінгу нафти. Крім того можна очікувати, що негативний вплив підвищення температури на швидкість усталеної повзучості корпусної сталі за експлуатаційних умов буде ще вищим через набагато нижчий, ніж використаний в лабораторних дослідженнях, реальний рівень напружень в стінці корпуса реактора.

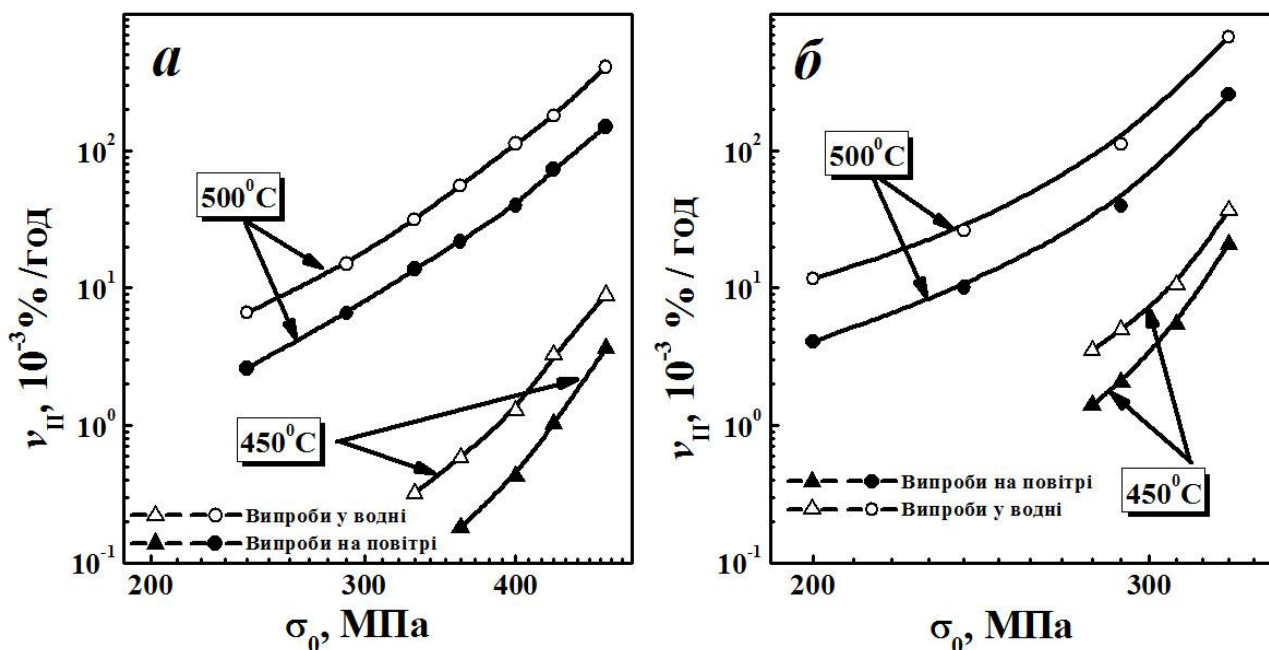


Рис. 6. Зміна швидкості усталеної повзучості v_{II} залежно від початкового рівня напружень σ_0 для сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані (а) та після експлуатації у вигляді зразків-свідків(б) за температури випроб 450 і 500°C у повітрі і у водні.

Висновки. Виявлено, що швидкість усталеної повзучості корпусної сталі реактора гідрокрекінгу нафти 2,25Cr-1Mo за технологічно обумовленої (450 °C), і за максимально допустимою (500 °C) температур зростає внаслідок експлуатаційної деградації металу. За обох температур водень як робоче середовище інтенсифікує повзучість корпусної сталі і у вихідному, і в деградованому станах. Разом з тим ефект на швидкість усталеної повзучості експлуатаційної деградації сталі 2,25Cr-1Mo впродовж $6 \cdot 10^4$ год в реакторі гідрокрекінгу нафти істотно перевищує вплив водню, як випробувального середовища.

Література

- 1.Орочко Д. И. Гидрогенизационные процессы в нефтепереработке / Орочко Д. И., Сулимов А. Д., Осипов Л. Н. – М.: Химия, 1971. – 351 с.;
- 2.Магарил Р. З. Теоретические основы химических процессов переработки нефти / Магарил Р. З. – М.: Химия, 1985. – 250 с.;
- 3.Суханов В. П. Каталитические процессы в нефтепереработке / Суханов В. П. – [3-е изд.]. – М.: Химия, 1979. – 343 с.;
- 4.Ohnishi K. Pressure Vessel Research Committee Meeting / Ohnishi K., Chiba R., Watanabe J. – N.Y., 1985. – 35 p.;
- 5.Похмурський В. І. Вплив водню на дифузійні процеси в металах / В. І. Похмурський, В. В. Федоров. – Львів: Еней, 1998. – 207 с.;
- 6.An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling / O.Z. Student // Фіз.-хім. механікаматеріалів. – 1998. – 34, №4. – С. 45-52. (Accelerated method for hydrogen degradation of structural steel / O.Z. Student // Materials Science. – 1998. – 34, 4. – P. 497-507.);
- 7.State-of-the-art welding technology enables fabrication of high-temperature high-pressure reactor vessels using high-strength 2.25Cr-1Mo-V steel and matching filler metals: SMAW Electrode: CMA-106H, SAW Flux-Wire: PF-500/US-521H,GTAW Filler Wire: TGS-2CMH. // Kobelco Welding Today: Technical Report. – 2007. – 10. – 5 p.;
- 8.Смидович Е. В. Технология переработки нефти и газа. Ч.2. Крекинг нефтяного сырья и переработка углеводородных газов / Смидович Е. В. – [3-е изд.]. – М.: Химия, 1980. – 328 с.;

9. Андрейків О.Є. Рісттрщин у конструкційних матеріалах за сумісного впливу втоми та повзучості / О.Є. Андрейків, Р.М. Лесів, Н.М. Левицька // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – Т. 45, № 1. – С. 7–24;
10. Babij L. Effect of the 2,25Cr-Mo-V steel degradation in service conditions on its creep in hydrogen / L. Babij, A. Zagórski, O. Student // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2006. – Т.1. – Спецвипуск 5. – С. 227-232.;
11. Peculiarities of hydrogen effect on the creep process in the Cr-Ni-Mo steel / A. Zagórski, O. Student, L. Babij, H. Nykyforchyn, K. J. Kurzydłowski // Advances in Materials Science. – 2007. – 7, 1(11). – P. 211-218.;
12. Бабій Л. О. Повзучість у водні експлуатованої сталі 2,25Cr-Mo / Л. О. Бабій, О. З. Студент, А. Загурський, А.Д. Марков // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2007. – 43, 5. – С. 91-96.
13. The specific of the creep process in hydrogen of the degraded in service 2.25Cr-Mo steel / A. Zagórski, O. Student, L. Babiy, H. Nykyforchyn, K. Kurzydłowski // Proc. 17th Eur. Conf. on Fracture, ECF-17: Multilevel Approach to Fracture of Materials, Components and Structures, Brno, Czech Republic, 2008. – CD ROM. – ISBN: 978-80-214-3692-3 – CE170081. – P. 2300-2307.
14. Бабій Л. Властивості корпусної сталі 15X2МФА за умов повзучості уг азоводібному водні / Л. Бабій, О. Студент, А. Загурський // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2008. – Т. 1. – Спецвипуск 7.– С. 100-105.;
15. Бабій Л. О. Особливості впливу термоцикування у газоподібному водні на механічні властивості корпусної сталі реакторів гідрокрекінгу нафти / Л. О. Бабій, А. Д. Марков // Металлофізика і новіші технології. – 2008. Т 30. – Спецвипуск. – С. 407–418.

Рецензенти:

1. **Сиротюк Андрій Михайлович** – старший науковий співробітник відділу «Фізичних основ руйнування та міцності матеріалів в агресивних середовищах» Фізико-механічного інституту ім.Г.В. Карпенка НАН України, доктор технічних наук;
2. **Гребенчак Юлія Миколаївна** - Старший викладач кафедри «Матеріалознавство» Луцького національного технічного університету, кандидат технічних наук

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 678.011:53

В.З. Барсуков, І.В. Сеник, Я.А. Куріптя, Б.М. Савченко*Київський національний університет технологій та дизайну***ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕКТРОФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИТІВ «ПВХ-ВУГЛЕЦЬ» ДЛЯ ЗАХИСТУ ВІД ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ**

Отримано електропровідні композиції на основі полівінілхлориду із різним вмістом вуглецевих наповнювачів (нанотрубки, графіт, графітізована сажа) та проаналізовано їх електропровідні та радіо-екрануючі властивості. Показана можливість використання деяких композитів для захисту від електромагнітного випромінювання.

Ключові слова: синтез, електропровідна композиція, полівінілхлорид, вуглецеві нанотрубки, графіт, сажа, об'ємна електропровідність, радіо-екрануючі властивості.

*Форм. 1. Рис. 3. Літ. 4***В.З. Барсуков, И.В. Сеник, Я.А. Курьптя, Б.М. Савченко****ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИТОВ «ПВХ-УГЛЕРОД» ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ**

Получены электропроводящие композиции на основе поливинилхлорида с различным содержанием углеродного наполнителя (нанотрубки, графит, графитизированная сажа) и проанализированы их электропроводящие и радио-экранирующие свойства. Показана возможность использования некоторых композитов для защиты от электромагнитного излучения.

Ключевые слова: синтез, электропроводящая композиция, поливинилхлорид, углеродные нанотрубки, графит, сажа, объемная электропроводность, радио-экранирующие свойства.

V.Z. Barsukov, I.V. Senyk, Ya. A. Kuryptia, B.M. Savchenko**INVESTIGATION OF ELECTROPHYSICAL CHARACTERISTICS OF THE PVC-CARBON COMPOSITES FOR ELECTROMAGNETIC SHIELDING**

The work is dedicated to the development and investigation of operational properties of conductive compositions based on plasticized polyvinyl chloride filled with different carbon materials like nanotubes, graphite, graphitized carbon black. As a result of the work, electrically conductive compositions based on polyvinyl chloride were obtained with various filler contents, within the range of 0.5-20 vol.%, and their electrically conductive and radio-shielding properties were analyzed. It is possible to use some of composites for electromagnetic shielding, at least at the 1.7-1.8 GGz.

Key words: carbon-polyvinylchloride composition, carbon nanotubes, graphite, carbon black, conductivity, radio-shielding properties.

Постановка проблеми. Постійне зростання застосування пристроїв, що використовують високочастотну радіоелектроніку, призводить до збільшення сумарного електромагнітного забруднення не тільки у спеціальних, але і в побутових приміщеннях, що вимагає використання заходів захисту, які послаблюють шкідливий вплив електромагнітного випромінювання (ЕМВ) на людину. Особливо актуальним є захист персоналу та електронного обладнання від впливу ЕМВ для військових, співробітників Міністерства надзвичайних ситуацій України, поліції, тощо.

Дуже актуальною є також проблема електромагнітної сумісності, коли один вид працюючого обладнання впливає на працездатність іншого обладнання. Не менш важливою проблемою теперішнього часу є розробка засобів захисту об'єкту від витоку інформації технічними каналами. Для вирішення комплексу цих проблем необхідна розробка спеціальних матеріалів для захисту від ЕМВ.

Аналіз останніх досліджень і публікацій.

Традиційно для екранування від ЕМВ в світовій практиці використовуються переважно металеві екрани (сталь, мідь), феритові матеріали або сплави типу пермалой. Але це не завжди можливе, особливо для сучасних військових електронних приладів, таких як тепловізори, оптичні приціли, засоби зв'язку, які вимагають компактності, малої маси і мають як правило складний профіль внутрішньої поверхні корпусу.

Ситуація стала дещо змінюватися з появою провідних полімерних композитів, в яких за рахунок ефектів перколяції може виникнути досить суттєва електропровідність [1]. Саме такі матеріали стали досліджувати з точки зору можливості екранування ЕМВ [2].

Особливо слід відмітити, що вуглецеві наноматеріали, такі як нанотрубки [3, 4], графени [5, 6] вивчаються в світовій літературі як перспективні матеріали для захисних покриттів від ЕМВ в НВЧ діапазоні. Разом з тим, співставлення ефективності екранування таких відносно «екзотичних» матеріалів з більш розповсюдженими і доступними вуглецевими матеріалами (дрібнодисперсні графіти, графітізована сажа) залишається актуальною науковою задачею.

Постановка завдань. В роботі поставлено мету – дослідити властивості електропровідних композитів на основі пластифікованого полівінілхлориду (ПВХ), наповненого дрібнодисперсними вуглецевими наповнювачами, такими як вуглецеві нанотрубки, графіт, графітизована сажа; визначити поріг перколяції для різних типів вуглецевих матеріалів; оцінити ефективність екранування композитним матеріалом ЕМВ в певному діапазоні надвисоких частот, принаймні при частотах 1,7-1,8 ГГц.

Виклад основного матеріалу. Використання дисперсних матеріалів вимагає надійного і доступного полімерного зв'язуючого, який би володів високими значеннями адгезії до конструкційного матеріалу корпусу та зв'язувальною дією, низькою в'язкістю концентрованих розчинів, стійкістю до вологи, малою хімічною активністю до компонентів системи. Сьогодні ПВХ займає друге місце після поліетилену за споживанням серед синтетичних полімерів. Тому доступність та варіативність обробки цього полімеру робить його потенційно цікавим для виробництва захисних екранів від ЕМВ.

Для виготовлення композитних зразків у якості полімерної матриці використовували пластифікований ПВХ, який отримували в процесі змішування двох компонентів: порошкового ЕПВХ та пластифікатору – дибутилфталату (ДБФ), де масове співвідношення компонентів між собою, відповідно, складає 5/8 та 3/8. У якості наповнювачів використано колоїдний графітовий препарат (КГП), графітизовану сажу (ГС), багатошарові вуглецеві нанотрубки (БВНТ).

Одержання зразків композитів на основі ПВХ, наповнених КГП, ГС та БВНТ, відбувалося при виконанні наступних стадій: підготовка компонентів, змішування всіх компонентів композицій, отримання дослідних зразків методом спікання у формі. Вміст наповнювачів у композитах варіювався в межах 0,5–20 % об.

Приготування проходило наступним чином:

- 1) зважування компонентів ЕПВХ композиту відповідно до рецептур;
- 2) змішування ПВХ та наповнювачів у високошвидкісному міксері в продовж 3 хвилин при швидкості 6000 об/хв;
- 3) додавання пластифікатору ДБФ у міксер до ПВХ, змішаних з наповнювачем, та повторне змішування впродовж 2 хв. на швидкості 6000 об/хв;
- 4) отримання методом гарячого пресування зразків ПВХ композитів.

Отримання зразків методом гарячого пресування відбувалось за допомогою нагрівальної установки та пресу. Форму для таблетування з готовою сумішшю компонентів розміщували у нагрівальну установку, де протягом 4 хв. при температурі нагріву 190 °С відбувалося спікання композиту. Після цього форму витягували з нагрівальної установки та поміщали у прес для відпресовки та охолодження зразка. Пресування відбувається під тиском 10 МПа. В результаті отримували зразки композитів у вигляді таблеток діаметром 26 мм та товщиною 1,5 мм.

Для визначення питомого об'ємного опору (та в подальшому перерахунку до питомої об'ємної електропровідності) електропровідних полімерних матеріалів вимірювали падіння напруги на визначеній ділянці при пропусканні через зразок змінного струму (ГОСТ 20214-74).

Основні результати вимірювання електропровідності композитів представлені на рис.1.

З графіку видно, що для всіх досліджених ПВХ композитів, незалежно від використаного наповнювача, притаманна перколяційна поведінка: при певній концентрації наповнювача відбувається різке підвищення електропровідності композитів, після чого зі збільшенням вмісту наповнювача електропровідність зростає відносно несуттєво.

З отриманих даних чітко видно, що найнижчий поріг перколяції спостерігається для композитів ПВХ/БВНТ ($\varphi_c = 0,7$ % об.), що зумовлене високою розвинутою площею поверхні вуглецевих нанотрубок (110-200 м²/г) та їх низькою густиною.

Перколяційні пороги для інших вуглецевих наповнювачів дещо вищі: для графітизованої сажі він наступає при 1,5 % об., а для колоїдного графіту – при 7,5-8,0 % об.

Важливо відмітити, що експериментально-розрахункові дані для композитів ПВХ/БВНТ свідчать про стабільні, але разом з тим найнижчі показники електропровідності серед вказаних наповнювачів. Ймовірно, такий ефект виникає внаслідок недостатньо повної диспергації та розподілу нанотрубок в полімерній матриці, тому при роботі з БВНТ слід ввести додаткові операції диспергування та вдосконалити параметри переробки таких композиційних матеріалів.

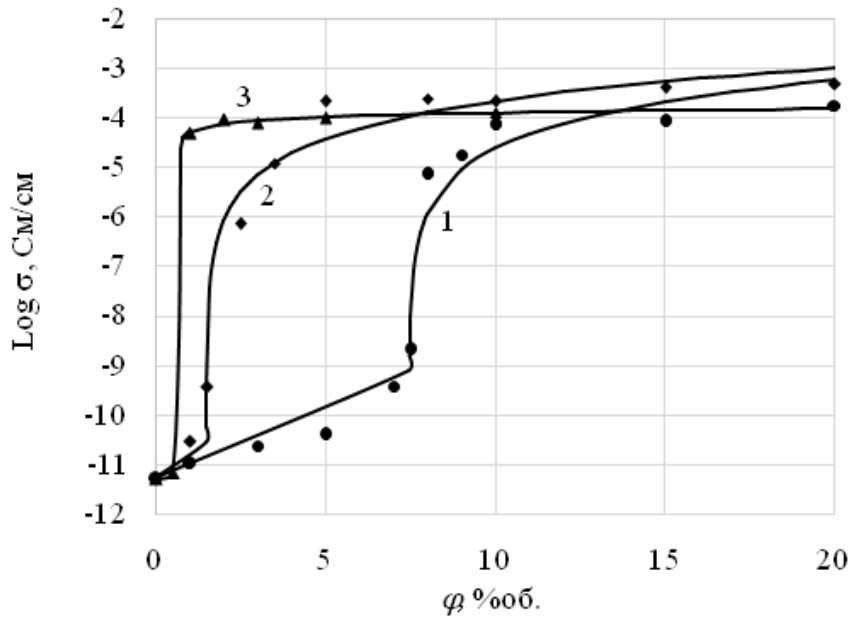


Рис. 1. - Розрахунково-експериментальні залежності електропровідності ППВХ композитів від вмісту наповнювачів: 1 – ГС; 2 – КГП; 3 – БВНТ

Достатньо низьку електропровідність композитів ППВХ/БВНТ також підтверджують результати вимірювань вольт-амперних характеристик композитів (рис.2), в яких для прикладу порівнювалися зразки з вмістом 8 % об. наповнювача.

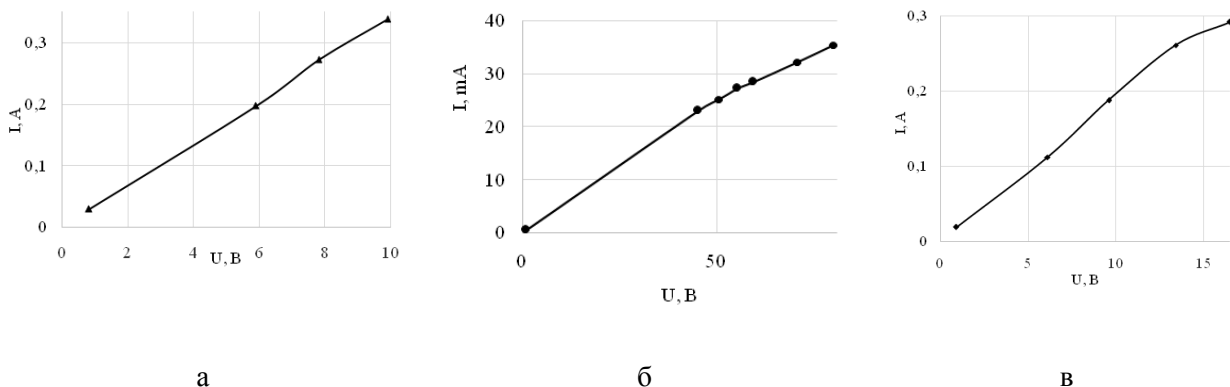


Рис.2. - Вольт-амперні характеристики композитів ППВХ, наповнених: а – БВНТ; б – ГС; в – КГП

З наведених даних методом простих розрахунків визначали опір досліджених зразків, який в разі 8 % об. наповнення складає для КГП– 50 Ом (рис. 2в), для БВНТ– 29 Ом (рис. 2а), для ГС– 2 Ом (рис. 2б).

Таким чином, композит ППВХ з графітізованою сажею демонструє найвищу електропровідність серед всіх досліджених наповнювачів, а отже представляє значний інтерес для подальших досліджень.

Для визначення перспектив використання композиційних матеріалів в елементах захисту від електромагнітного випромінювання було вирішено дослідити мікрохвильові характеристики таких композитів. Експериментальні дослідження виготовлених композиційних структур проводилися на автоматизованому вимірювальному комплексі мікрохвильових характеристик Р2-65 - панорамному вимірювачу коефіцієнту стоячої хвилі по напрузі і рівня електромагнітних втрат для міліметрового діапазону (відповідна частота 1,7–1,8 ГГц), в який входить індикатор Я2Р-67, генератор частоти і набір хвилевідних елементів.

Основні результати вимірювань наведені на рис.3.

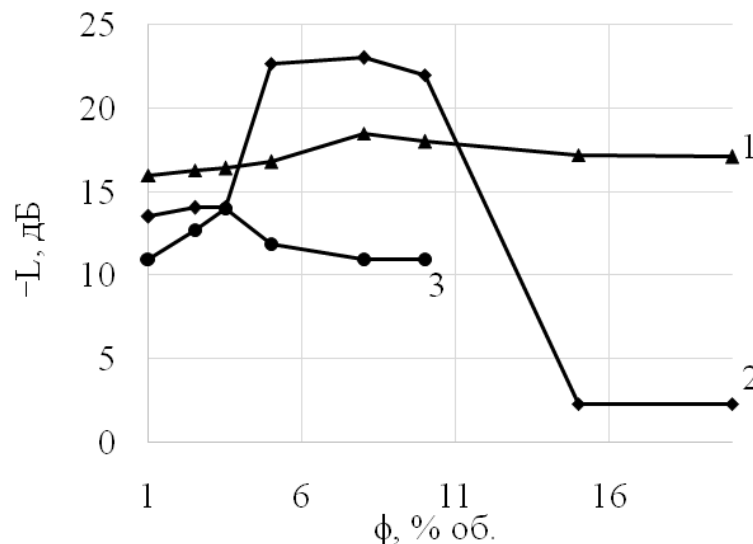


Рис. 3. - Залежність рівня електромагнітних втрат від концентрації наповнювачів: 1 – ГС; 2 – КГП; 3 – БВНТ

Отримані результати свідчать про позитивний вплив присутності вуглецевих матеріалів на екрануючі властивості композитів. З рис. 3 видно, що композит ПВХ/КГП вносить втрати електромагнітного випромінювання на 5 дБ більше, ніж композит ПВХ/ГС, та на 12 дБ більше, ніж такий же композит ПВХ/БВНТ. Проте, з ростом концентрації графіту в системі вище 10 % об., спостерігається різке зменшення екрануючих властивостей. Таке різке зниження результатів може бути пов'язане з погіршенням самого стану композиційного зразку, де при підвищенні концентрації графіту більше 10% об. взагалі спостерігалось розтріскування та розсипання зразка.

Разом з цим, композити ПВХ/ГС володіють найбільш «стабільними» екрануючими характеристиками, з яких можна зробити висновки, що не доцільно наповнювати систему вище 8% об. Експериментальні результати досліджень мікрохвильових характеристик композитів ПВХ/БВНТ вказують на недостатньо високі екрануючі властивості БВНТ по відношенню до КГП та ГС в даних умовах. Це може бути пов'язано також з технологічними труднощами досягнення повної деагломерації і рівномірного розподілу наноматеріалу в полімерній матриці.

Найбільш доцільний вміст наповнювачів для використання з ПВХ в якості радіо-екрануючих матеріалів складає: КГП 5–10 % об.; ГС 7–10 % об.; БВНТ 3,5–5 % об.

Найбільш ефективними наповнювачами з точки зору рівня електромагнітних втрат у ППВХ композитах на даному етапі досліджень можна вважати КГП та ГС, які здатні забезпечити рівень екранування в середньому 20 дБ, тобто знизити напруженість ЕМВ принаймні в 100 разів.

Необхідно також відмітити, що висока електропровідність композита є необхідною, але не достатньою умовою високої ефективності екранування ЕМВ, що свідчить про досить складний механізм поглинання-відбивання ЕМВ в полімерних композитних матеріалах. Зокрема, в разі 8 % об. наповнення найвищу електропровідність демонструють БВНТ і КГП, найнижчу – ГС. В той же час найкращу здатність до екранування демонструють КГП та ГС, а найнижчу – БВНТ.

Таким чином, проведено порівняння трьох основних груп вуглецевих матеріалів (вуглецеві нанотрубки, графіт, сажа) за такими електрофізичними показниками, як електропровідність та електромагнітне екранування. Результати досліджень свідчать, що ППВХ-композити з певним вмістом вуглецевих наповнювачів володіють непоганими екрануючими властивостями, що дозволяє розглядати їх як перспективні матеріали для створення екранів в системах захисту від електромагнітного випромінювання.

Подальші дослідження доцільно проводити в напрямку удосконалення технології деагломерації вуглецевих нано- і мікроматеріалів в полімерній матриці (можливо, з використанням ультразвукової обробки). Безумовні перспективи мають також дослідження з додатковим введенням в систему феромагнітних матеріалів, таких як дрібнодисперсні частинки феромагнітних металів (заліза, мангану, кобальту) та їх оксидів. Необхідно також розширити частотний діапазон дослідження екрануючих властивостей композитних матеріалів.

Це може привести к подальшому зростанню екрануючих властивостей композитних матеріалів на основі ППВХ і їх практичному застосуванні в якості захисних екранів від ЕМВ в НВЧ діапазоні.

Висновки:

- метод гарячого пресування дозволяє виготовити достатньо гнучкі та міцні електропровідні полімерні композити на основі ППВХ, наповнені вуглецевими матеріалами;
- встановлено, що вуглецеві нанотрубки володіють найнижчим порогом перколяції (0,7 % об.), проте поступаються за значеннями електропровідності та електромагнітного екранування таким вуглецевим матеріалам як колоїдний графіт та графітизована сажа;
- висока електропровідність композита є необхідною, але не достатньою умовою високої ефективності екранування ЕМВ, що свідчить про досить складний механізм поглинання-відбивання ЕМВ в полімерних композитних матеріалах;
- визначено, що найбільш раціональним вмістом наповнювачів для використання в ППВХ композитах, як радіо-екрануючих матеріалів складає: КГП 5–10 % об.; ГС 7–10 % об.; БВНТ 3,5–5 % об.
- встановлено, що максимальними втратами електромагнітного випромінювання на частотах 1,7–1,8 ГГц володіє композит ППВХ/КГП, який може забезпечити ефективність екранування вище 20 дБ, тобто на 2 порядки;
- подальші дослідження доцільно проводити в напрямку удосконалення технології деагломерації вуглецевих нано- і мікроматеріалів в полімерній матриці (можливо, з використанням ультразвукової обробки), розширення частотного діапазону вимірювання екрануючих властивостей композитів;
- доцільно також розробити та дослідити композити з домішками феромагнітних матеріалів, таких як дрібнодисперсні частинки заліза, мангану, кобальту та їх оксидів.

Список використаних джерел:

1. Перколяційні ефекти провідності в полімерних нанокompозитах з бінарним наповнювачем / Є. П. Мамуня, В. В. Левченко, G. Voiteux, С. В. Лебедев; НАН України // Доповіді Національної академії наук України. – Київ: «Академперіодика», 2014. – № 2. – С. 79–84.
2. Microwave Absorption Properties of Flake Graphite and Carbonyl-iron Particles filled Aliphatic Polyurethane Resin / Xinwei Ji, Ming Lu, Feng Ye, Qian Zhou // Advances in Mechanical Engineering and its Applications. – 2012. – Vol. 3, № 2. – 294-298 p.
3. An investigation of electromagnetic response of composite polymer materials containing carbon nanostructures within the range of frequencies 10 MHz-1.1 THz [Text] / V. I. Suslyayev, V. L. Kuznetsov, V. A. Zhuravlev [et al.] // Russian Physics Journal. – 2013. – V. 55, №. 8. – P. 970–975.
4. Вовченко Л. Л. Вплив структурно-морфологічного стану нановуглецевого компонента на теплові та електрофізичні властивості вуглецевих композитів : автореф. дис. ... д-ра фіз.-мат. наук : 01.04.07 / Вовченко Л. Л. ; М-во освіт. і наук. Укр., Київ. нац. ун-т ім. Т. Шевченка. – Київ, 2015. – 36 с.
5. Liaros N., Koudoumas E., Couris S, Broadband near infrared optical power limiting of few layered graphene oxides // Applied Physics Letters. - 2014, Vol.- 104, Article number 191112.
6. [Graphene based paint-like composites for electromagnetic shielding in the GHz frequency range](http://www.cematep.teicrete.gr/index.php/functional-nano-materials-devices/news-highlights/26-graphene-based-paint-like-composites-for-electromagnetic-shielding-in-the-ghz-frequency-range) // Center of Materials Technology and Photonics, Greece, Crete - 2017, Published Online: <http://www.cematep.teicrete.gr/index.php/functional-nano-materials-devices/news-highlights/26-graphene-based-paint-like-composites-for-electromagnetic-shielding-in-the-ghz-frequency-range>

Стаття надійшла до редакції 03.04.2017

УДК 621.762

М.В. Білошицький, Г.О. Татарченко, Н.І. Білошицька, П.Є. Уваров
Східноукраїнський національний університет імені Володимира Даля
ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ПОРОШКУ МІДІ З ВІДХОДІВ ПРОМИСЛОВОСТІ

Представлено технологічний процес отримання порошку міді з відходів промисловості із застосуванням операцій окислення, диспергування та відновлювального відпалу. Визначено параметри операцій окислювання, диспергування та відновлювального відпалу. Отриманий з відходів промисловості порошок не поступається за фізико-хімічними та технологічними властивостями електролітичному порошку марки ПМС-1.

Ключові слова: відпал, диспергування, окислення, відновлювання, гранулометричний склад, насипна щільність, аеросепарація, ущільнюваність.

Н.В. Белошицкий, Г.О. Татарченко, Н.И. Белошицкая, П.Е. Уваров
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКА МЕДИ ИЗ ОТХОДОВ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Представлен технологический процесс получения порошка меди из отходов промышленности с применением операций окисления, диспергирования и восстановительного отжига. Определены параметры операций окисления, диспергирования и восстановительного отжига. Полученный из отходов промышленности порошок не уступает по физико-химическим и технологическим свойствам электролитическому порошку марки ПМС-1.

Ключевые слова: отжиг, диспергирование, окисление, восстановление, гранулометрический состав, насыпная плотность, аеросепарация, уплотняемость.

N. Beloshitskiy, H. Tatarchenko, N. Beloshitska, P. Uvarov
TECHNOLOGY OF OBTAINING COPPER POWDER FROM WASTE INDUSTRY

The technological process of obtaining copper powder from waste electrical current conductors, for the metalworking industry is presented. Pre-oxidation operations were carried out in a chamber electric furnace, followed by dispersing the copper oxide in a centrifugal type knife mill and reducing the annealing of copper oxide powder in a protective-regenerative environment of the generator gas. The influence of different current conductor diameters, as well as the influence of chip thickness on the speed and degree of oxidation, is considered. The parameters of the operations of dispersion and reduction annealing are determined. It was revealed that the copper powder obtained from industrial wastes is not inferior in terms of physical, chemical and technological properties to industrial electrolytic powder PCS-1.

Keywords: annealing, dispersion, oxidation, reduction, granulometric composition, bulk density, aero separation, compaction.

Постановка проблеми. Останніми роками розвиваються технологічні процеси рециклінгу (від англійського *recycling*, рецикловання та утилізація відходів – процес повернення відходів у процеси техногенезу) технологічних промислових відходів, які дозволяють підвищити економічність і ефективність виробництва, зменшити витрати природних ресурсів, а також вирішити техногенні та екологічні проблеми.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Обрізки кабельного виробництва, телефонних проводів, обмотки, електродвигунів і трансформаторів, що вийшли з ладу, стружки є одним з матеріалів вторинної сировини, які зазвичай йдуть на переплавку чорної міді [1]. Недоліком такого методу рециклінгу є велика втрата міді до 35% [2] і трудомісткий у подальшому технологічний процес для отримання порошкової міді і використання в галузі порошкової металургії. Традиційно порошок міді отримують методом електролізу з водних розчинів солей міді, що обумовлює його дорожнечу. Існує спосіб отримання порошку міді з брухту провідників струму, заснований на водневій крихкості і подальшому диспергуванні в молотковому млині [3, 4]. Недоліком такого способу є застосування лише вихідного брухту з великим вмістом кисню, в той час як мідь, що містить менше 0,05% O₂ практично не схильна до «водневої хвороби». Це призводить до скочування неокрихченої міді в грудки в наслідок недостатнього вмісту кисню в провідниках струму марки М0 та істотного збільшення часу диспергування.

Метою роботи є розробка технології отримання високоякісного порошку міді за фізичними і технологічними властивостями, що не поступається промислового електролітичному порошку марки ПМС-1 за ГОСТ 4960-75.

Викладення основного матеріалу. Для досліджень в якості вихідного матеріалу використані мідна стружка, що взята з-під металорізальних станків, товщиною 0,5...2,5 мм, покрита масляними забрудненнями, а також провідники струму (відходи кабельного виробництва, обмотки трансформаторів і електродвигунів, що вийшли з ладу) діаметром 0,05...0,8 мм, 0,9...1,5

мм, 1,8...2,5 мм. Технологічний процес підготовки і переробки відходів міді представлений на рис. 1.

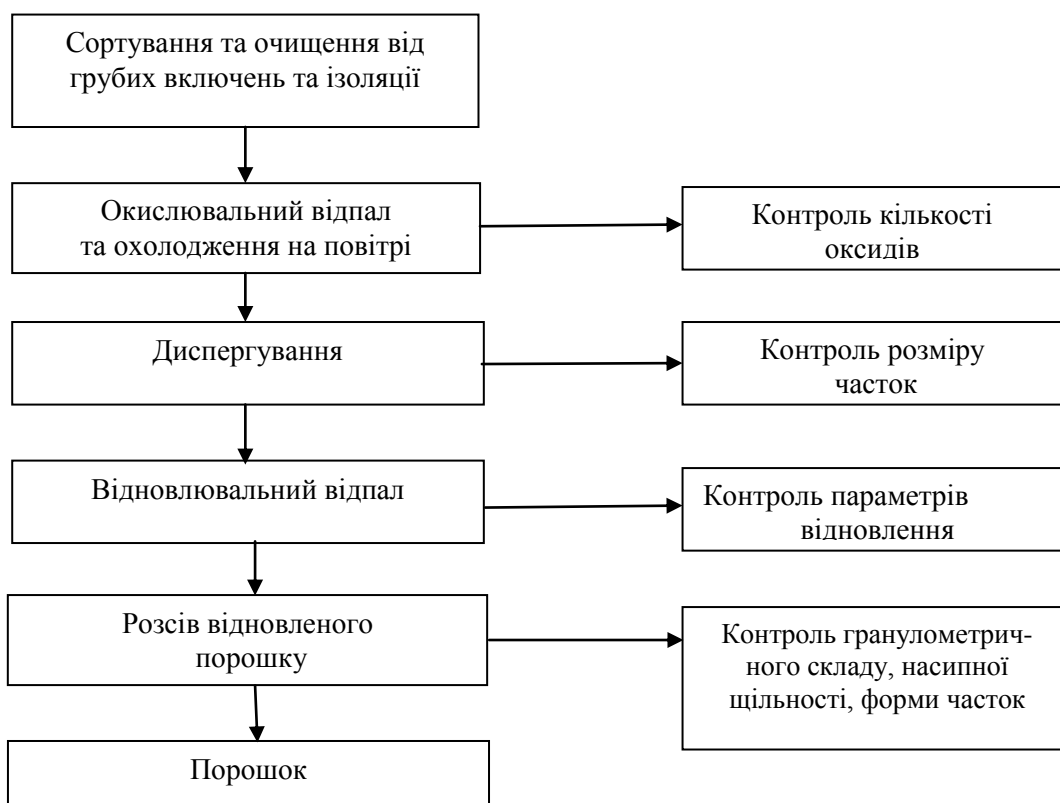


Рис. 1.- Схема технологічного процесу отримання порошку міді з відходів промисловості

Відмінною особливістю запропонованої технології є відсутність на підготовчому етапі операції очищення відходів міді від масляних забруднень і лакофарбових покриттів. Лом відходів електротехнічної промисловості сортували, видаляли паяні ділянки. Обрізки кабелів очищали від гумової і склоізоляції, обгорілі ділянки лакової ізоляції видаляли аеросепарацією.

Після очищення для визначення оптимального часу повного окислення стружки і електротехнічних відходів різного перерізу їх відпалювали на повітрі в камерній електропечі з різною витримкою.

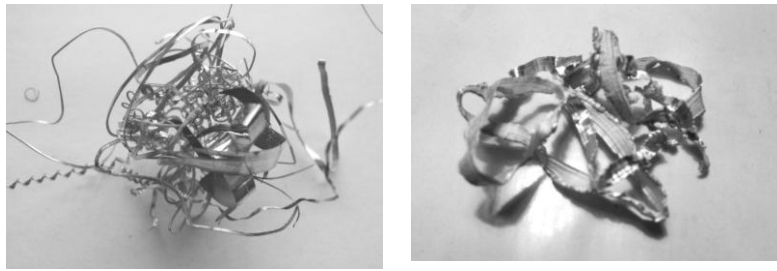
Диспергування окислених відходів міді виконували в лабораторному ножовому млині відцентрового типу. Для отримання порошку оксиду міді необхідної фракції визначали оптимальний час диспергування.

Відновлення порошку оксиду міді здійснювали в середовищі генераторного газу, що містить H_2 – 74%, CO – 25% а також невелику кількість (до CH_4 та CO_2) [5, 6]. На цій стадії технологічного процесу контролювали ступінь відновлення, змінюючи температуру і висоту засипки шару оксиду міді в керамічних контейнерах.

Очищені провідники струму з різним поперечним перерізом (рис. 2, а) і стружку (рис. 2, б) завантажували в керамічні контейнери, накривали кришкою з отворами для вільного доступу атмосферного кисню. Підготовлені контейнери завантажували в камерну електропеч, нагріту до $650^{\circ}C$ і нагрівали до $900...920^{\circ}C$. Витримку при цій температурі змінювали від 5 до 30 хв.



а



б

Рис. 2. - Відходи міді: а – провідники струму; б – стружка

Залежність часу витримки відходів міді з різним поперечним перерізом від кількості оксиду міді показала, що більш інтенсивному окислюванню піддаються провідники струму діаметром 0,05...0,8 мм і 0,9...1,5 мм (рис. 3). Це пояснюється найбільшою площею контакту відходів з киснем повітря. Причому кількість оксидів міді, що дорівнює 95%, отримано за 15 хв. Розміри відходів також впливають на кількість окисленої міді. Провідники струму діаметром 0,9...1,5 мм практично окислились до 100% за 25...30 хвилин, в той час як окислення провідників струму діаметром 1,8...2,5 мм протягом 30 хвилин не дозволило отримати і 80% оксидів.

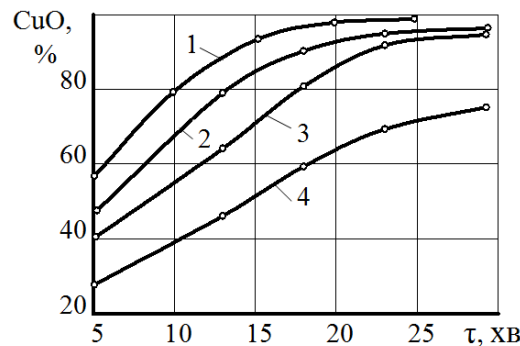


Рис. 3. - Залежність ступеня окислення від часу витримки провідників струму діаметром: 1 – 0,05...0,8 мм; 3 – 0,9...1,5 мм; 4 – 1,8...2,5 мм; стружка: 2 – 0,5...2,5 мм

З метою повного окислення відходів міді та інтенсифікації відшарування оксидних плівок необхідно використовувати або дуття збагаченого киснем повітря, або збільшувати час витримки, що призводить до ускладнення технологічного процесу, витрати додаткових енергоресурсів, а, отже, і до подорожчання кінцевого продукту [7]. Аналіз процесу окислення стружки показав, що незважаючи на те, що поперечний переріз стружки практично дорівнює діаметру дроту (2,5 мм), окислення стружки відбувається набагато ефективніше внаслідок більш розвиненої поверхні при високошвидкісному різанні при малій глибині різання. При окисленні стружки 95% оксидів міді отримано за 30 хв. Очевидно, найбільш доцільно використовувати лом провідників струму діаметром до 1,5 мм, а стружку до – 2,5 мм.

Отриманий оксид міді (рис. 4, а) порціями по 180 г диспергували протягом 0,5, 1,0 і 1,5 хв. і просіювали через сито з осередком 0,16 мм для отримання порошку фракцією не більше, ніж порошку ПМС-1. Розсів порошку показав, що при диспергуванні протягом 0,5 хв. на ситі залишається 20...25% частинок розміром 0,2...0,4 мм, протягом 1,0 хв. – 5...10% розміром 0,16...0,2 мм, протягом 1,5 хв. – порошок просіюється повністю, що вказує на достатній час диспергування (рис. 4, б).

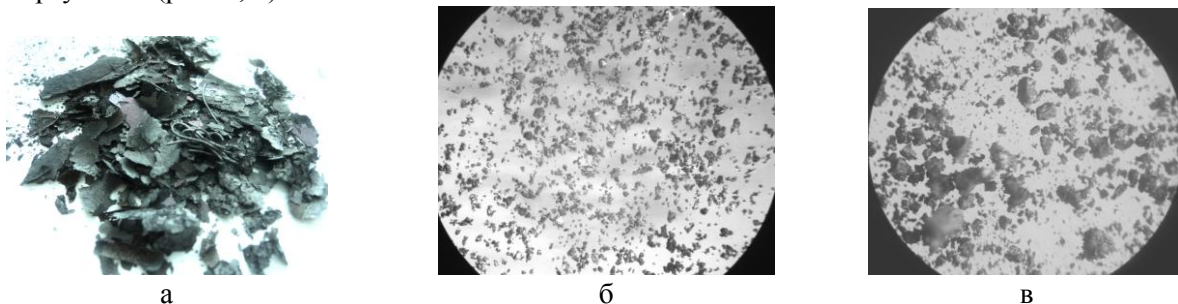


Рис. 4. - Фото отримання порошку за переходами: а – окислена мідь; б – порошок оксиду міді, $\times 90$; в – відновлений порошок міді, $\times 90$

Відновлення порошку оксиду міді здійснювали при температурах 300...320, 350...370, 400...420°C, витримка становила 30 хв., висота засипаного порошку в керамічних контейнерах – 10, 20 і 30 мм. При температурі 300...320°C на дні контейнера спостерігається шар не відновленого порошку бурого кольору навіть при малій засипці висотою 10 мм. При температурі 350...370°C не відновлений шар спостерігається тільки при висоті засипки 30 мм, при цьому порошок практично не спікається і легко розсіюється при ситового аналізі. При температурі 400...420°C порошок повністю відновлюється навіть при висоті засипки 30 мм. Однак при цій температурі порошок спікається в пористу губку, яку можливо розтерти в порошок тільки в агатовій ступці, що неминуче призведе до наклепу частинок внаслідок пластичної деформації в процесі розтирання, а, отже, до погіршення ущільнювання.

Результати визначення хімічного, гранулометричного складів, насипної, пікнометричної щільності і щільності утруски в порівнянні з електролітичним порошком марки ПМС-1 представлені в табл. 1, 2.

Таблиця 1

Хімічний та гранулометричний склади порошоків міді

Марка порошку	Вміст міді, %	Насипна щільність, г/см ³	Гранулометричний склад				
			Вміст часток, % розміром, мм				
			<0,16	<0,14	<0,1	<0,063	<0,045
З відходів	99,4...99,7	2,3...2,6	9,5	-	40,7	35,4	14,4
ПМС-1 ГОСТ 4960-75	99,5	1,25...1,9	1	5-15	35-45	25-35	10...25

Таблиця 2

Фізичні властивості та форма часток порошоків

Марка порошку	Пікнометрична щільність, г/см ³	Форма часток	Щільність утруски, г/см ³
З відходів	8,76	Близька до сферичної та осколкова	3,4
ПМС-1 ГОСТ 4960-75	8,74-8,77	Дендритна	

Аналіз отриманих даних показує, що хімічний і гранулометричний склади порошку, отриманого за запропонованою технологією, практично відповідають порошку міді марки ПМС-1, також як і фізичні властивості.

Ущільнюваність порошку визначали на універсальній випробувальній машині Р-10 за ГОСТ 25280-90 та порівнювали з електролітичним ГОСТ 4960-75 (рис. 5).

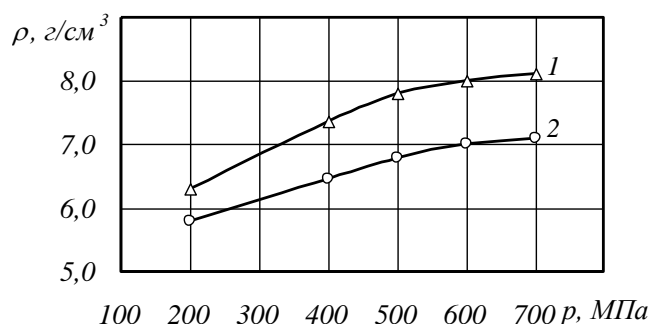


Рис. 5.- Ущільнюваність порошоків: 1 – з відходів; 2 – ПМС-1

Ущільнюваність досліджуваного порошку набагато вище, ніж ПМС-1. Це пояснюється тим, що близькі до сферичної форми та осколкові частки упаковуються набагато легше, ніж дендритні внаслідок менш розвиненої поверхні, як при низьких, так і при високих тисках.

Висновки. Розроблено технологію отримання мідного порошку з відходів електротехнічної промисловості і механічної обробки. Визначено операції і параметри технологічного процесу переробки відходів у порошок. Отримано оптимальні температури і час окислення відходів, час диспергування, температури і час відновлення у захисно-відновлювальному середовищі. Порошок міді, отриманий за запропонованою технологією, має характеристики хімічного і гранулометричного складу, фізичних властивостей та ущільнюваність на рівні значень

електролітичного мідного порошку марки ПМС-1. Запропонована технологія рекомендується до використання в промислових масштабах для отримання порошку міді з матеріалів, що підлягають утилізації.

Список використаних джерел:

1. Вторичные материальные ресурсы цветной металлургии: Лом и отходы (образование и использование): Справочник / Под. ред. Ю.П. Купрякова. - М.: Экономика, 1984 - 152 с.
2. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. - М.: Металлургия, 1974. – 488 с.
3. Пат. 64966 А Україна, МПК 7 В22F9/02. Спосіб одержання порошку міді / Раєв С.С., Рябічева Л.О., Циркін А.Т., Никитін Ю.М. № 2003042832 Заявлено 01.04.03; Опубл. 15.03.04, Бюл.№3. 3 с.
4. Рябічева Л.А. Никитин Ю.Н., Цыркин А.Т., Порошок меди из лома проводников тока // Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні: Зб. Наук. пр. В 2-х ч. Ч 2- Луганськ: вид-во СНУ ім. В. Даля. – 2003. – С. 45-49.
5. Цыркин А.Т. Малогабаритная установка для получения синтез газа / А.Т. Цыркин, Ю.Н. Никитин, Н.В. Белошицкий, А.В. Коваливский // Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні: Зб. Наук. пр. В 2-х ч. Ч 2- Луганськ: вид-во СНУ ім. В. Даля. – 2004. – С. 115-123.
6. Пат. 11201 А Україна, МПК 7С10J3/18, С10Н1/00. Газогенератор / Циркін А.Т., Никитін Ю.М., Білошицький М.В., Стафеев О.І., Ковалівський О.В. № 2056559832; Заявлено 05.03.03. Опубл. 15.12.05, Бюл.№12. – 2 с.
7. Мажарова Г. Е. Производство изделий из порошков цветных металлов / Г. Е. Мажарова, Г. А. Баглюк, А. В. Довыденкова. – К.: Техника, 1989. – 120 с.

Рецензент:

Бойко Григорій Олексійович, к.т.н., доцент, Вчений секретар Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2017

УДК 620.178.16

Х.Б. Васи́лів¹, В.А. Вина́р¹, В.В. Широков², Н.Б. Рацька¹, Л.А. Арендар¹, О.П. Хлопик¹
Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України¹
Українська академія друкарства²

ТРИБОЛОГІЧНА ПОВЕДІНКА ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ ЗА ВПЛИВУ ДИФУЗІЙНОГО І ЗАЛИШКОВОГО ВОДНЮ

Встановлено вплив концентрації вуглецю на вміст дифузійно-рухливого і залишкового водню у залізовуглецевих сплавах. Показано, що у середньовуглецевих сталях його концентрація найвища. На вміст залишкового водню концентрація вуглецю впливає значно менше. Після десорбції водню в поверхневих шарах матеріалів ферито-перлітного класу зростає мікротвердість. Вивчено трибологічну поведінку сталей за сухого та граничного тертя. Показано, що під час десорбції водень інтенсифікує зношування матеріалів за механізмом диспергування.

Ключові слова: дифузійно-активний водень; залишковий водень; залізовуглецеві сплави; тертя, знос, коефіцієнт тертя.

Х.Б. Васи́лив, В.А. Вынар, В.В. Широков, Н.Б. Рацька, Л.А. Арендар, О.П. Хлопик
ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЛИЯНИИ ДИФУЗИОННОГО И ОСТАТОЧНОГО ВОДОРОДА

Установлено влияние концентрации углерода на содержание диффузионно-подвижного и остаточного водорода в железоуглеродистых сплавах. Показано, что в среднеуглеродистых сталях концентрация диффузионно-подвижного углерода максимальная. На содержание остаточного водорода концентрация углерода влияет гораздо меньше. После десорбции водорода в поверхностных слоях материалов феррито-перлитного класса увеличивается микротвердость. Изучено трибологическое поведение сталей при сухом и граничном трении. Показано, что десорбция водорода интенсифицирует износ материалов по механизму диспергирования.

Ключевые слова: диффузионно-активный водород; остаточный водород; железоуглеродистые сплавы; трение, износ, коэффициент трения.

Kh. Vasylyiv, V. Vynar, V. Shyrovkov, N. Ratska, L. Arendar, O. Khlopyk
TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF IRON-CARBON ALLOYS UNDER THE INFLUENCE OF DIFFUSION AND RESIDUAL HYDROGEN

The effect of carbon concentration on the content of diffusion-mobile and residual hydrogen in iron-carbon alloys is established. It is shown that the concentration of diffusion-mobile carbon is maximal in medium-carbon steels. The concentration of residual hydrogen is much less. Microhardness increases in the surface layers of materials after desorption of hydrogen. There is large scatter of microhardness in metals with ferrite and especially pearlite structures during desorption. The tribological behavior of steels under dry and boundary friction is studied. It is shown that desorption of hydrogen intensifies wear of materials by the mechanism of dispersion. After its desorption, the tribological behavior is determined by the adhesive interaction between the contacting pairs.

Key words: diffusion-active hydrogen; residual hydrogen; iron-carbon alloys; friction, wear, friction coefficient.

Постановка проблеми. У зв'язку з розвитком водневої енергетики, транспорту, деревообробної та хімічної промисловості, де є контактування водню з парами тертя, необхідно вирішувати нові складні триботехнічні проблеми. Це вимагає суттєвого розвитку фундаментальних досліджень, пов'язаних з вивченням зміни структурно-фазового стану та фізико-механічних характеристик поверхонь контакту за впливу водню.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. При контакті з воденьвмісними середовищами концентрація абсорбованого водню у залізі і сталях може бути на декілька порядків вищою за рівноважну. Це пов'язано з високою дифузійною рухливістю водню та його взаємодією з дефектами мікроструктури металів – границями і субграницями фаз, скупченнями дислокацій, порами тощо [1-5]. Накопичуючись у дефектах, водень впливає на структуру, фазовий склад і фізико-механічні властивості матеріалів [5-7]. Цей вплив неоднозначний і залежить від багатьох чинників – структури, хімічного складу та геометрії зразків, умов наводнення тощо.

Максимальний руйнівний вплив водню на залізо і сталі проявляється у перші моменти його впровадження, коли водень має граничну дифузійну рухливість і активність, тобто на стадії нестационарної дифузії. Це так званий дифузійно-рухливий водень, який захоплюється насамперед низькоенергетичними дефектами мікроструктури. Дифузійно-рухливий водень в металі поводить себе подібно до газу або рідини, перерозподіляючись під впливом градієнтів концентрацій і напруженостей різних фізичних полів, взаємодіючи з матрицею і структурними недосконаlostями, ініціюючи в локальних об'ємах процеси мікрореформації і руйнування

[2,3,8,9]. Збільшення дефектності структури сприяє частковій десорбції надрівноважного газу з металу. У кристалічній ґратці залишається менш рухливий залишковий водень.

Дифузійно-рухливий водень захоплюється дефектами мікроструктури, серед яких домінують границі зерен ферит-ферит, ферит-цементит [5], що мають низькі енергії активації абсорбції (відповідно 17,1 і 18,4 кДж/моль) та дислокації [5]). Залишковий водень акумулюється у пастках структури з утричі вищою енергією активації.

Внаслідок перерозподілу дифузійно-активного водню у структурі металів виникають локальні механічні напруження, що виявляються у флуктуаціях їх структури і фізико-механічних властивостей. Зокрема, протягом 15 діб після наводнювання армко-заліза і сталі У8 спостерігали зміни мікрорельєфу і мікротвердості поверхонь [4]. Тобто, властивості наводнених матеріалів змінюються протягом певного часу після наводнювання, коли змінюється вміст дифузійно-рухливого та залишкового водню [4].

Постановка завдань. Мета даної роботи – дослідити вплив дифузійно-рухливого та залишкового водню на трибологічні властивості поверхневих шарів сплавів заліза зі структурами фериту і перліту.

Викладення основного матеріалу. Методика експериментальних досліджень. Для досліджень виготовляли пластини розміром 50×20×2 мм з армко-заліза (феритна структура), сталей 20, 45 (ферито-перлітна структура) і У8 (перлітна структура). Зразки полірували до шорсткості $R_z \leq 2,5$ мкм, і відпалювали у вакуумі за температури $A_{C3} + 30^\circ C$.

Електролітичне наводнювання зразків проводили попередньо шляхом катодної поляризації з використанням платинового анода за кімнатної температури в 1 Н розчині H_2SO_4 з 10 мг/л As_2O_3 . Тривалість поляризації 1 година, густина струму 1,0 А/дм².

Концентрацію водню визначали методом повного переплаву на аналізаторі BRUKER Galileo G8. Для блокування виходу дифузійно-рухливого водню після насичення зразки покривали шаром міді (гальванічним методом). Вміст газів у зразках металу визначали після їх розплавлення в печі у потоці несучого інертного газу за температури 2800 °С.

Трибологічні дослідження проводили за реверсивного руху без змашування за схемою тертя "кулька (Al_2O_3 , Ø9 мм) – площина", навантаження 1 Н. [5]. Визначали коефіцієнт тертя та втрати матеріалу за шириною трека.

У мастилi И-20 випробування проводили за схемою тертя диск-колодка (ПЕО) за контактного тиску 2 МПа. Визначали коефіцієнт тертя і температуру в зоні тертя.

Електронномікроскопічні дослідження мікроструктури металів і поверхонь тертя проводили на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP (Carl Zeiss) з системою рентгенівського мікроаналізу INCA Energy.

Експериментальні результати та їх обговорення. Після електролітичного наводнювання протягом 1 год за густини струму 1 А/дм² у підповерхневих шарах армко-заліза і ферито-перлітної сталі 20 утворюються численні пори, між- і трансзеренні тріщини, які при виході на поверхню сприяють формуванню блістерів. На поверхні армко-заліза блістери займають до 40 % площі, на сталі 20 – 25...30%. Пошкодженість підповерхневих шарів сталей 45 і У8 значно менша і локалізована на субмікрорівні – виявлено поперечні тріщини у пластинах цементиту (рис.1) [5]. Блістеринг на поверхні сталей 45 і У8 не перевищує відповідно 2% і 1%.

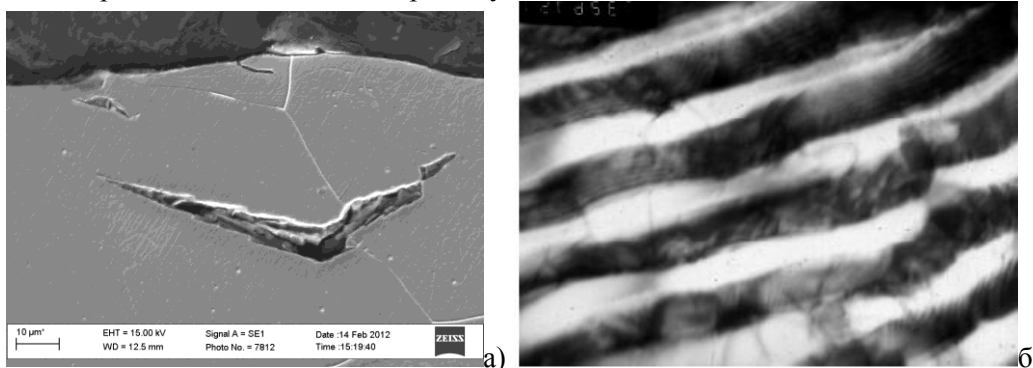


Рис. 1. - Пошкодження у підповерхневих шарах наводненого фериту (а) і перліту (б).

Вміст дифузійно активного водню у сплавах у 2...5 разів вищий, ніж залишкового і залежить від концентрації вуглецю (рис.1). Найменше дифузійного водню в армко-залізі і сталі У8

зі структурами чистого фериту і перліту. Змішані ферито-перлітні структури містять дифузійно-активного водню відповідно у 4 і 6 разів більше.

Зі збільшенням вмісту вуглецю зростає площа високодефектної міжфазної поверхні ферит-цементит. Водночас знижується коефіцієнт дифузії водню (рис.2). Абсорбція водню цементитом відбувається з великими затратами енергії, відтак пластини цементиту є бар'єром для його дифузії. Тому швидкість дифузії водню в перліті залежить також від орієнтації пластин цементиту [5]. Тому, імовірно, дифузійно активний водень зосереджується саме в неоднорідностях структури на високодефектних міжфазних границях ферит-цементит, а зі збільшенням вмісту перлітної складової концентрація дифузійно активного водню знижується.

З ростом концентрації вуглецю в сталях вміст залишкового водню зменшується, оскільки в сталях зростає вміст карбідної фази, в якій водень практично нерозчинний, і зменшується кількість феритної складової. Поєднання цих факторів призводить до зменшення концентрації залишкового водню.

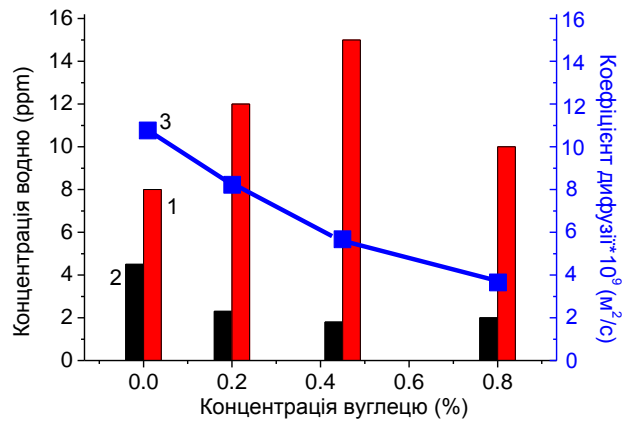


Рис.2.- Концентрація дифузійного (1) і залишкового (2) водню в армко-залізі і сталях після електролітичного наводнювання за густини струму 1А/дм² протягом 1 год. 3 – коефіцієнт дифузії водню в армко-залізі і сталях.

Дифузія водню в металі, його молізація в дефектах структури і часткова десорбція призводить до виникнення чи релаксації внутрішніх напружень у ґратці. Ці процеси проявляються у змінах мікротвердості на поверхні протягом десятків годин після наводнювання (рис.3). Зокрема, протягом доби спостерігається підвищення мікротвердості армко-заліза і сталі У8 на 20% і великий розкид її значень. Внаслідок утворення і поширення мікротріщин, виходу водню з пасток в структурі металу відбувається релаксація напружень. Через 50 год після наводнювання мікротвердість поверхні знижується, суттєво зменшується її розкид. Паралельно спостерігаються зміни рельєфу поверхні, що ілюструє характер інтерференційної картини на поверхнях металів, зокрема, збільшення висоти блістерів, коливання рельєфу [4].

Таким чином, встановлено вплив концентрації вуглецю на вміст дифузійно-рухливого водню у Fe-C сплавах і показано, що він є максимальним для середньовуглецевих сталей. На вміст залишкового водню концентрація вуглецю впливає значно менше.

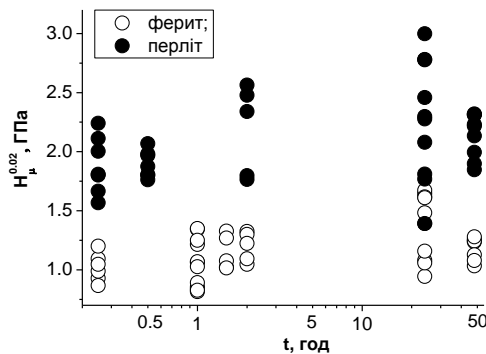


Рис. 3. - Зміна мікротвердості армко-заліза (○) і сталі У8 (●) залежно від часу після наводнювання.

Вивчали вплив десорбції водню на трибологічну поведінку електролітично наводнених армо-заліза і сталей 20, 45 і У8 за сухого та граничного тертя. Результати випробувань без змащування наведено на рис.4.

При терті в умовах десорбції водню коефіцієнти тертя армо-заліза і сталі 20 знижуються порівняно з вихідним станом, а сталей 45 і У8 – зростають. За присутності залишкового водню коефіцієнти тертя всіх металів нижчі, ніж за дифузійно-активного. Найбільші зміни μ (понад 10%) спостерігаються у сплавах зі структурами чистих фериту і перліту, у змішаних ферито-перлітних структурах вони не перевищують 5%.

Внаслідок пошкоджуваності структури дифузійним воднем ширина доріжки тертя армо-заліза і сталі 20 зростає на 20...25%, сталі 45 – на 5% порівняно з вихідними металами. На поверхні тертя спостерігаються численні задири і вирви. При терті із залишковим воднем доріжки тертя вужчі, на них суттєво менше пошкоджень (рис.4б, 5). Ширина доріжки тертя сталі У8 після наводнювання на 3-5 % менша, ніж у вихідному стані.

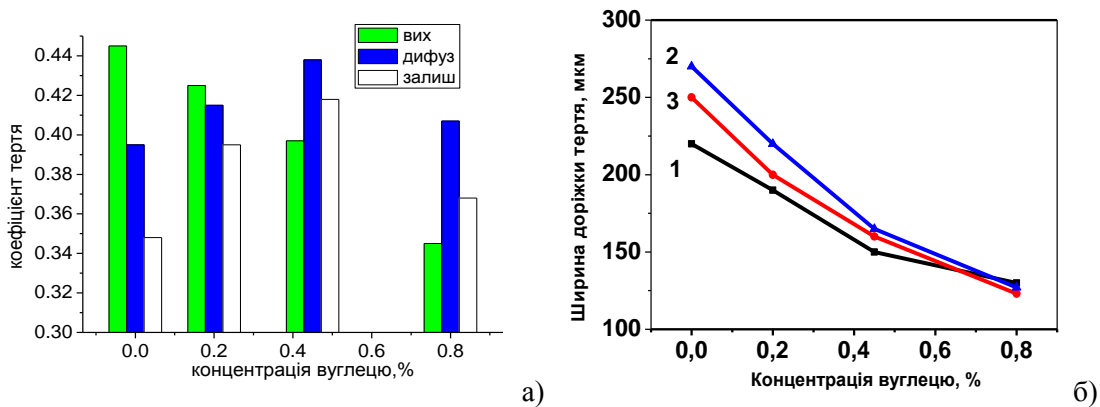
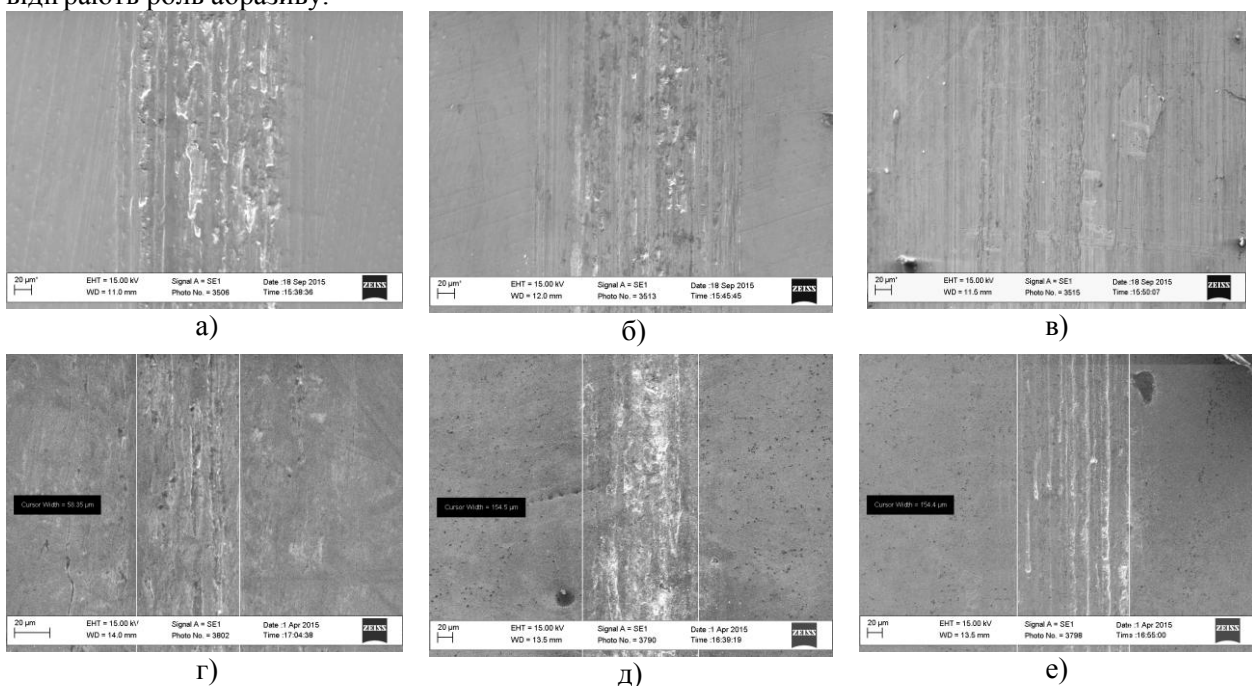
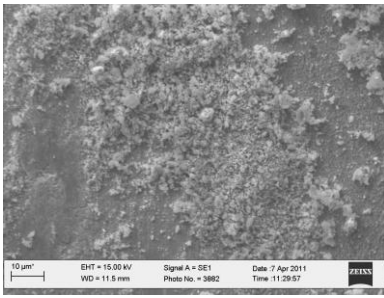


Рис.4.- Зміна коефіцієнтів тертя (а) та втрати матеріалу (б) після наводнювання за густини струму 1 А/дм²: 1 – ненаводнені; 2 – за присутності дифузійного водню; 3 – залишкового. Тертя без змащування.

Дифузійний водень ініціює більшу пошкоджуваність фрикційних поверхонь, ніж залишковий. Це зумовлено дефектністю і нестабільністю наводнених шарів, сукупною дією зовнішніх навантажень і внутрішніх напружень, викликаних воднем. Продукти зношування свідчать про крихке руйнування наводнених поверхонь тертя (рис. 5е), внаслідок чого опір зношуванню і коефіцієнти тертя армо-заліза і сталі 20 знижуються. Коефіцієнти тертя сталей 45 і У8 збільшуються, оскільки в продукти зношування потрапляють тверді частинки цементиту, які відіграють роль абразиву.



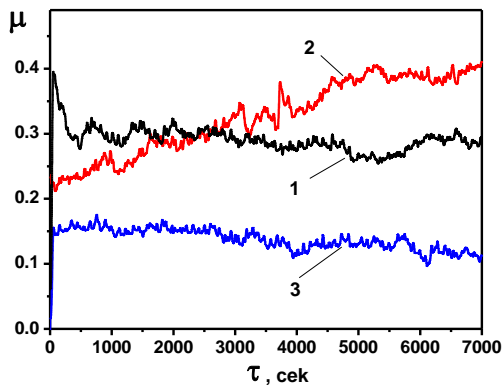


е)

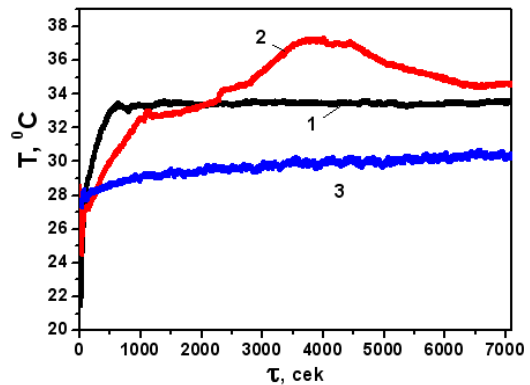
Рис.5. - Поверхні тертя сталей 20 і 45 у вихідному стані (а, г), за присутності дифузійного водню (б, д); залишкового водню (в, е). Продукти крихкого руйнування на поверхні тертя (є). Тертя без змащування.

Після ефузії водню з металу за кімнатної температури і нормального тиску може відбуватися часткове відновлення механічних властивостей. При знятті навантаження водень виходить з місць локального пересичення, і крихкість знижується [7]. Релаксацією напружень у кристалічній ґратці і зниженням рівня пошкоджуваності можна пояснити зниження опору тертю заліза і сталей за присутності залишкового водню.

Різний вплив дифузійно-активного і залишкового водню на трибологічну поведінку металів виявлено також за граничного тертя армко-заліза і сталі 45 (рис. 6,7). Після нетривалого притирання спостерігається стабілізація коефіцієнтів тертя і температури в зоні тертя (рис.6,7, криві 1).



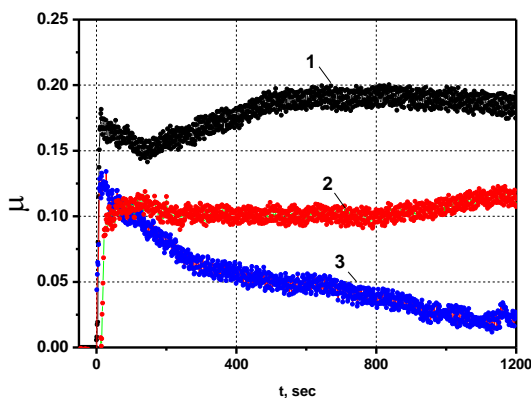
а)



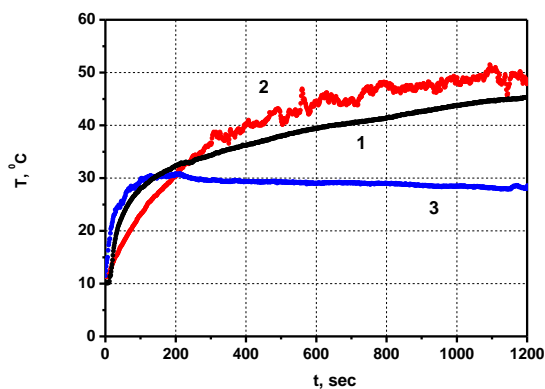
б)

Рис.6. - Зміна коефіцієнтів тертя (а) і температури в зоні тертя (б) трибопари з армко-залізом. 1 – вихідний стан; 2 – десорбція водню; 3 – водень залишковий. Граничне тертя.

Під час десорбції дифузійно-активного водню коефіцієнти тертя і температура нестабільні, мають тенденцію до зростання (криві 2), що пов'язано з перерозподілом внутрішніх напружень і зміною структури і механічних властивостей підповерхневих шарів матеріалів. За присутності залишкового водню у металах спостерігається зниження і стабілізація коефіцієнтів тертя і температури порівняно з вихідним станом (криві 3). Цьому сприяє релаксація напружень у наводнених шарах металу, незначне підвищення їх мікротвердості внаслідок твердорозчинного водневого зміцнення.



а)



б)

Рис.7. Зміна коефіцієнтів тертя (а) і температури в зоні тертя (б) трибопари зі сталлю 45. 1 – вихідний стан; 2 – десорбція водню; 3 – водень залишковий. Граничне тертя.

Таким чином, вивчено вплив водню на трибологічну поведінку сталей за сухого та граничного тертя. Показано, що в процесі десорбції водню за обох видів тертя зношування матеріалів інтенсифікується. Причина – нестационарні напруження у кристалічній ґратці, викликані дифузією і молізацією водню в дефектах структури, підвищення дефектності структури. Зношування відбувається за механізмом крихкого руйнування. Після десорбції активного водню дещо підвищується мікротвердість матеріалів. Внаслідок поверхневого зміцнення інтенсивність зношування металів нижча, ніж під час десорбції.

Висновки. В статті досліджено вплив дифузійно-рухливого та залишкового водню на трибологічні властивості поверхневих шарів сплавів заліза зі структурами фериту і перліту.

1. Встановлено вплив концентрації вуглецю на вміст дифузійно-рухливого водню у Fe-C сплавах і показано, що він є максимальним для середньовуглецевих сталей. На вміст залишкового водню концентрація вуглецю впливає значно менше.

2. Встановлено, що після десорбції водню в поверхневих шарах матеріалів ферито-перлітного класу зростає мікротвердість. Для перліту характерний великий розкид її значень, зумовлений різною швидкістю дифузії водню через неоднаково орієнтовані пластини цементиту.

3. Вивчено трибологічну поведінку сталей за сухого та граничного тертя, яке відбувається за механізмом диспергування. Показано, що в процесі десорбції водню за обох видів тертя водень інтенсифікує зношування матеріалів. Після десорбції водню трибологічна поведінка визначається величиною адгезійної взаємодії між контактуючими парами.

Список використаних джерел:

1. Гаркунов Д. Н. Триботехника / Д. Н. Гаркунов. – М: Машиностроение, 1985. – 424 с.
2. Касаткин Г. Н. Водород в конструкционных сталях / Г. Н. Касаткин. – М: Интермет Инжиниринг., 2003. – 336 с.
3. Шашкова Л. В. Синергетические эффекты в неравновесных системах металл-водород. - Deutschland: LAP LAMBERT Academic Publishing. – 2013. – С. 105.
4. Винар В. Трансформація у поверхневих шарах матеріалів з феритною та перлітною структурою після електролітичного наводнювання / В. Винар, Х. Василів, Р. Мардаревич. // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. Спецвипуск журналу «Фізико-хімічна механіка матеріалів». – 2016. – №11. – С. 88–93.
5. Choo, W. Y. Hydrogen trapping phenomena in carbon steel / W. Y. Choo., J. Y. Lee // Journal of materials science. – 1982. – №17. – P. 1930–1938.
6. Gkowacka A. AFM study of austeno-ferritic stainless steel microstructure after cathodic hydrogen charging / A. Gkowacka, M. J. Wozniak, W. A. Światnicki. // J. Alloys Comp. – 2005. – P. 295–298.
7. Похмурський В. І. Влияние водорода на процессы деформирования и разрушения железа и стали / В. І. Похмурський, М. М. Швед, Н. Я. Яремченко. – Київ: Наукова думка, 1977. – 60 с.
8. Motomichi K. Hydrogen-assisted decohesion and localized plasticity in dual-phase steel / K. Motomichi, T. Cemal, A. Eiji. // Acta Materialia. – 2014. – №3. – P. 168–173.
9. Hagi H. Effect of Interface between Cementite and Ferrite on Diffusion of Hydrogen in Carbon Steels / H. Hagi. // Materials Transactions- Jim. – 1994. – №35. – P. 168–173.

Рецензенти:

1. **Зінь І.М.**, завідувач відділу Фізико-хімічних методів протикорозійного захисту металів Фізико-механічного інституту ім. Г.В.Карпенка НАН України, доктор техн. наук.

2. **Мягкота С.В.**, завідувач кафедри Фізики та інженерної механіки Львівського національного аграрного університету, доктор фіз.-мат. наук, професор.

Стаття надійшла до редакції 20.04.2017

УДК: 656.025.2

В.О. Вдовиченко*Харківський національний автомобільно-дорожній університет***СТРУКТУРА ОЦІНКИ ЕФЕКТИВНОСТІ МІСЬКОГО ГРОМАДСЬКОГО ПАСАЖИРСЬКОГО ТРАНСПОРТУ З ПОЗИЦІЙ СТАЛОГО РОЗВИТКУ**

Розроблено загальну схему оцінки ефективності міського громадського пасажирського транспорту, яка ґрунтується на виділенні сукупності концептів його ресурсів, результатів, наслідків функціонування та обліку їх впливу на формування умов сталого розвитку міського середовища. Представлені характеристичні умови формування ефективності міського громадського пасажирського транспорту які ґрунтуються на виділених параметричних областях допустимих значень негативних наслідків та відповідності умовам підвищення його внутрішнього потенціалу.

Ключові слова: міський громадський пасажирський транспорт, сталий розвиток, концепт, схема сталості, ефективність.

В.А. Вдовиченко**СТРУКТУРА ОЦЕНКИ ЭФФЕКТИВНОСТИ ГОРОДСКОГО ОБЩЕСТВЕННОГО ПАССАЖИРСКОГО ТРАНСПОРТА С ПОЗИЦИЙ УСТОЙЧИВОГО РАЗВИТИЯ**

Разработана общая схема оценки эффективности городского общественного пассажирского транспорта, которая основывается на выделении совокупности концептов его ресурсов, результатов, последствий функционирования и учета их влияния на формирование условий устойчивого развития городской среды. Представлены характеристические условия формирования эффективности городского общественного пассажирского транспорта, которые основаны на выделенных параметрических областях допустимых значений негативных последствий и соответствия условиям повышения его внутреннего потенциала.

Ключевые слова: городской общественный пассажирский транспорт, устойчивое развитие, концепт, схема устойчивости, эффективность.

V. Vdovychenko**STRUCTURE OF THE EVALUATION OF THE EFFICIENCY OF URBAN PUBLIC PASSENGER TRANSPORT FROM THE STANDPOINT OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT**

A general scheme for assessing the efficiency of urban public passenger transport is developed, which is based on the allocation of a set of concepts of its resources, results, consequences of functioning and accounting for their impact on the formation of conditions for the sustainable development of the urban environment. The characteristic conditions for the formation of the efficiency of urban public passenger transport are presented, which are based on the marginal values of negative consequences identified by the parametric regions and the compliance with the conditions for increasing its internal potential.

Keywords: urban public passenger transport, sustainable development, a concept diagram sustainability evaluation.

Постановка проблеми. На сучасному етапі розвитку міських пасажирських транспортних систем виникає гостра необхідність реформування організаційної структури та пошуку інноваційних підходів щодо забезпечення підвищення їх ефективності. Потреба в реформуванні міських транспортних систем ґрунтується на вимогах суспільства в економії усіх видів існуючих ресурсів, зниження рівня негативного впливу транспорту на життєве середовище, впровадження стратегії соціально-економічного зростання, яка орієнтована на підвищення якості життя населення та розвиток майбутнього потенціалу міста. Використання існуючих підходів щодо розгляду ефективності міських пасажирських транспортних систем не відповідає в повній мірі вимогам, що висуваються сьогодні і потребує створення нових форм та методик, які об'єднують наукові, соціально-економічні і правові аспекти функціонування міського пасажирського транспорту. Дієвим способом забезпечення населення доступною високоякісною мобільністю в межах сучасних вимог та існуючих можливостей є створення сталих транспортних систем на базі міського громадського пасажирського транспорту (МГПТ), які дозволяють забезпечити екологічну, транспортну, ресурсну адекватність міського середовища та значно підвищити його життєвий потенціал. Вирішення сучасних задач які стоять перед МГПТ потребують його інтеграційного представлення в структурі міського середовища, як системоутворюючого елемента спрямованого на забезпечення ефективних форм і способів реалізації транспортних потреб населення та організації взаємодії складових елементів міста в єдине ціле. Представлення МГПТ з системоутворюючих позицій вимагає створення нових форм його розгляду в структурі міського середовища, розробки відповідних механізмів та способів

забезпечення його внутрішніх технологічних процесів та впровадження інноваційних стратегій його управління в межах єдиного міського транспортного простору [1].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Структура представлення МГПТ є важливим етапом формування стратегії його управління та в значній мірі впливає на вибір форм і механізмів забезпечення підвищення ефективності. Ефективність МГПТ відображає його результативність по відношенню до виділених суб'єктів і може бути представлена, як форма відображення рівня досягнення ним цільових інтересів. Існуючі підходи до визначення ефективності МГПТ [2-5] зорієнтовані на оцінку його результативності по відношенню до внутрішніх суб'єктів та представляються у вигляді набору економічних, технологічних, соціальних, екологічних показників технологічного процесу. Така форма представлення ефективності МГПТ дозволяє охарактеризувати взаємодію елементів на рівні «пасажир – транспорт» однак не відображає вплив на систему вищого рівня «міський транспорт - міське середовище». Наявність такої структурної обмеженості представлення ефективності МГПТ не дозволяє використовувати їх в повній мірі для оцінки впливу на зовнішні компоненти міського середовища та не відображає його роль у формуванні глобальної мети міста – забезпечення якості життя населення через формування його сталого розвитку.

Виділення позиції міського транспорту в забезпеченні життєдіяльності міст реалізується в сфері досліджень якості життя населення [6-8]. Така форма представлення результативності міського транспорту передбачає формування набору індикаторів якості життя населення та виділення в ній сукупності відповідних транспортних чинників. Однак сучасна практика оцінки ефективності МГПТ та реалізації діяльності його управління не мають чіткої координації з індикаторами якості життя міського населення, що неминуче веде до появи невизначеностей у його технологічних процесах та знижує його ефективність. Вирішення задачі пошуку об'єктивних способів оцінки ефективності МГПТ з позицій його інтеграції у міське середовище лежить в області розвитку теоретичних і методологічних основ виділення рівнів його розгляду та форм представлення його ресурсно-результативних параметрів.

Впровадження стратегії переходу до сталого МГПТ передбачає формування основних положень його дослідження з позицій погодження цільових інтересів всіх суб'єктів транспортного процесу та підпорядкованості глобальній меті міського середовища. Сучасні форми представлення сталого МГПТ [9-12] мають лише узагальнений вигляд без чіткої їх формалізації відносно вимог до його технологічних процесів і умов їх реалізації. Пошук форм представлення сталості МГПТ вимагає створення нових підходів та способів забезпечення його сервісно-ресурсної ефективності, механізмів стабілізації внутрішніх технологічних процесів та зниження ризиків його негативного впливу на елементи міського середовища.

Постановка завдань. На основі виявлених в аналізі недоліків щодо обмеженості представлення ефективності МГПТ з позицій оцінки його впливу на сталість міського середовища, можна зробити висновок про необхідність розробки її структурної схеми, яка ґрунтується на принципах системної єдності обліку його ресурсно-результативних параметрів та рівня впливу на соціальні підсистеми міста.

У зв'язку з цим **метою роботи** є розробка структурної композиції оцінки ефективності МГПТ на основі виділення напрямів і характеру його впливу на умови формування сталого розвитку міського середовища.

Викладення основного матеріалу. У загальному вигляді ефективність МГПТ в умовах забезпечення сталого розвитку міського середовища може бути представлений через сукупність концептів, які характеризують його ресурсно-результативні параметри та негативні наслідки функціонування:

$$ST_m = \{K_R, K_A, K_B\}, \quad (1)$$

де K_R – концепт, який характеризує ресурси, що використовуються МГПТ;

K_A – концепт, який характеризує результати МГПТ;

K_B – концепт, який характеризує негативні наслідки МГПТ.

Структура концептів, які характеризують МГПТ з позицій сталого розвитку визначається сукупністю множин їх складових параметрів для кожного методологічного рівня його представлення в структурі міського середовища (табл. 1).

Структура концептів МГПТ з позицій сталого розвитку

Методологічний рівень	Концепт ресурсів K_R	Концепт результатів K_A	Концепт наслідків K_B
Метасистемний	R_s - ресурси міста (територіальний простір, фінанси міста)	A_s - цільова кон'юнкція (функція відповідності загальної мети)	B_s - вплив на якість життя (екологія та дорожня аварійності)
Системний	R_u - ресурси транспортної системи (пропускна здатність)	A_u - функціональність (рівень організованості)	B_u - структурна невідповідність (вилучення смуг руху)
Агрегативний	R_m - ресурси МГПТ (фінансові ресурси, виробничі ресурси)	A_m - результативність МГПТ (рентабельність перевезень)	B_m - дестабілізація функціональності МГПТ (зростання витрат ресурсів)
Елементарний	R_r - ресурси маршрутів (провізні можливості ТП)	A_r - сервісна якість транспортних послуг (якісний рівень задоволення потреб пасажирів)	B_r - соціально-маркетингова невідповідність (зниження обсягу транспортної пропозиції)

У ході функціонування МГПТ відбуваються процеси, які призводять до зміни стану його концептів, які за своїм характером можуть мати позитивний або негативний характер. Структура та характер зв'язків концептів МГПТ в межах міського середовища представлена на рис. 1.

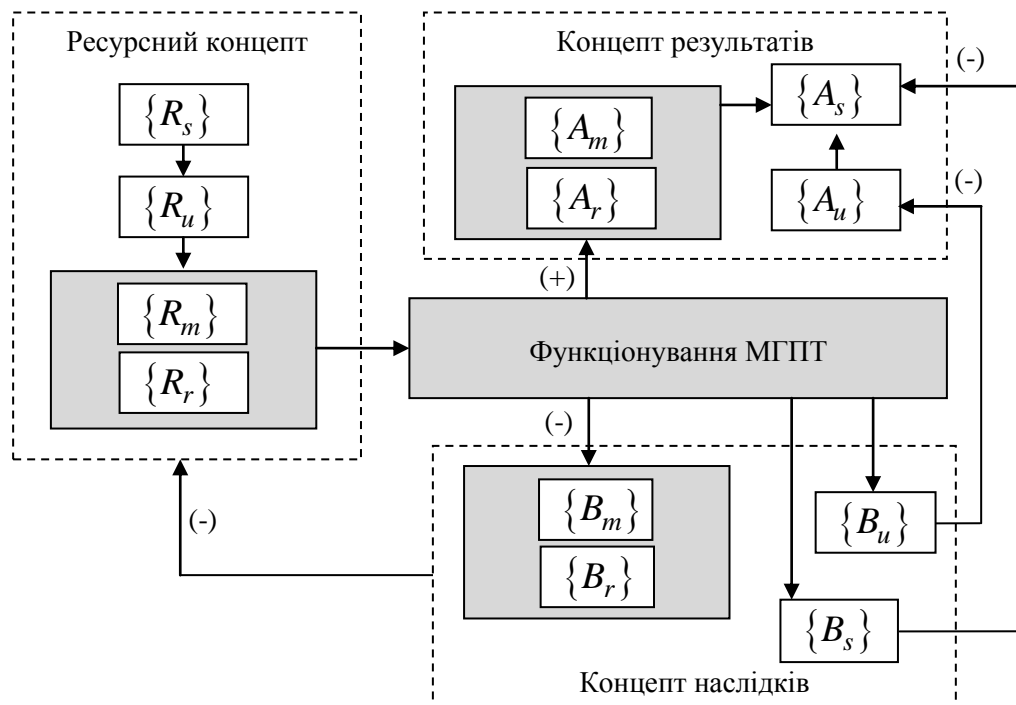


Рис. 1. - Структура зв'язків концептів МГПТ

Процес функціонування сучасного МГПТ передбачає використання ресурсів для одержання його результатів при одночасному формуванні відповідного рівня негативних наслідків. Умовою забезпечення ефективного стану МГПТ з позицій сталого розвитку міського середовища є обмеження його негативних наслідків можливостями внутрішніх та зовнішніх елементів щодо їх

поглинання за умов обов'язкового збереження відповідного рівня якості транспортного сервісу. Така форма представлення ефективності МГПТ передбачає виділення допустимих меж для всіх видів концептів на основі оцінки рівня їх критичності. Концепт ресурсів представляється у формі параметрів, які відображають резервні можливості суб'єктів транспортного процесу. Негативні наслідки розподіляються на дві групи: внутрішні та зовнішні. До внутрішніх відносяться негативні наслідки які оказують вплив у межах елементарного та агрегативного рівня МГПТ, до зовнішніх відноситься вплив на елементи міської транспортної системи (МТС) та елементи життєдіяльності міського середовища (МС). Негативний вплив на МТС пов'язаний з вилученням частини ресурсів проїжджої частини для забезпечення руху МГПТ, вплив на МС представлений у вигляді параметрів шкідливих викидів у навколишнє середовище та рівня транспортної небезпеки. Виділення відповідних зон розподілення концептів дозволяє визначити загальну структуру представлення ефективності МГПТ з позицій його впливу на сталий розвиток міського середовища (рис. 2).

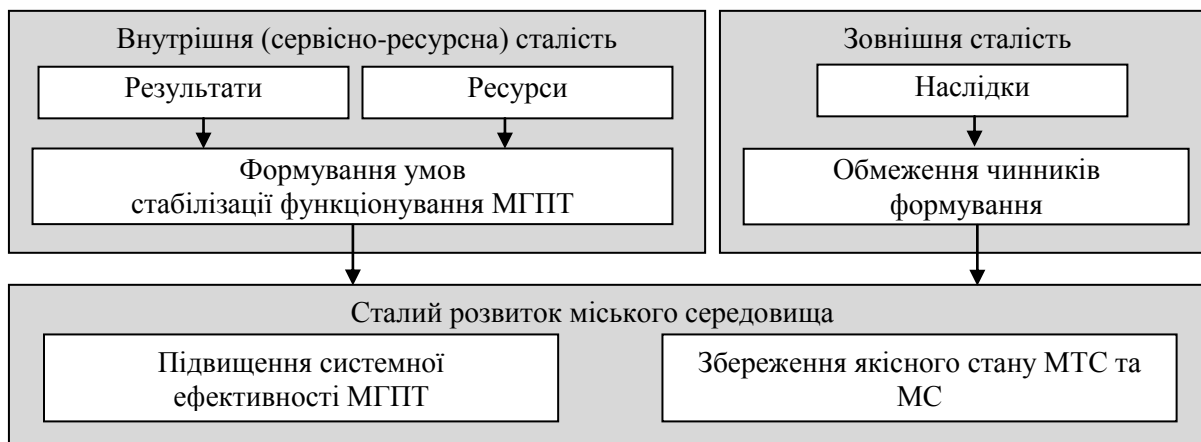


Рис. 2. - Загальна структура формування ефективності МГПТ з позицій сталого розвитку

Формування ефективності МГПТ відбувається в ході динамічних процесів, які реалізуються елементами його обслуговуючої складової частини в межах внутрішнього та зовнішнього середовища. Серед динамічних станів виділяють: змінний, критичний, стаціонарний, рівноваги, сталого розвитку та саморозвитку. При забезпеченні відповідних умов стимулювання з позиції надсистеми МГПТ реалізується його перехід до стану саморозвитку. Саморозвиток МГПТ, який досягається синтезом сталого стану та створенням умов стимулювання з боку зовнішнього середовища, є процесом створення його нової форми в межах існуючої структури, яка спроможна самостійно забезпечити протидію всім видам зовнішніх та внутрішніх впливів та витримати обрану траєкторію розвитку. Формування внутрішньої сталості МГПТ, на основі опису його стану через виділені концепти, передбачає проведення процедур реалізації комплексних заходів спрямованих на забезпечення зростання його системної ефективності в межах виділених функціональних середовищ, шляхом єдності основних елементарних процедур та процесів. Комплексність цих заходів обумовлена структурними системними вимогами, які висуваються перед МГПТ і полягають у створенні умов цільової кон'юнкції всіх складових частин транспортного простору МС задіяних для забезпечення його технологічних процесів. Важливим етапом оцінки ефективності МГПТ через його внутрішню сталість є визначення сервісно-ресурсних умов її забезпечення. Критичний стан внутрішнього середовища МГПТ визначається межею допустимих значень ресурсно-результативних параметрів транспортних компонент МС на який він впливає через споживання ресурсів. Межа критичного рівня для кожного рівня МГПТ визначається через оцінку його ресурсного потенціалу та рівня результатів на основі виділення відповідного виду резервів за методикою наведеною у роботі [13].

У процесі реалізації сукупності заходів забезпечення сталого розвитку МГПТ може відбуватися зміна умов і стану організації дорожнього руху МГПТ та немаршрутних транспортних засобів (НТЗ). Такі заходи в умовах сталого розвитку міста можливі лише тоді коли це не призведе до збільшення рівня небезпеки всіх видів транспорту. При оцінці рівня безпеки через їх чинники виникнення можливо оцінити їх зміну відносно базового (існуючого) стану організації

дорожнього руху. Зміна рівня транспортної безпеки через оцінку зміни її чинників є критерієм визначення області допустимих рішень:

$$\Delta Z_n = Z_{n_0} - Z_{n_x}, \quad (1)$$

де Z_{n_0} – базове значення чинника транспортної безпеки для n - го рівня МГПТ;

Z_{n_x} – фактичне значення чинника транспортної безпеки n - го рівня МГПТ.

Показником допустимого рівня транспортної безпеки є функція $ts(N)$, яка приймає позитивне значення на множині простору рішень N :

$$ts(N) = \sup\{\psi_s(z_{\partial m}, z_{\partial u}), z_{\partial m} \in Z_m, z_{\partial u} \in Z_u\}, \quad (2)$$

де ψ_s – показник, що відображає область допустимих параметрів за умов їх відповідності граничному впливу на безпеку руху;

$z_{\partial m}, z_{\partial u}$ – межа простору допустимих параметрів забезпечення відповідності транспортної безпеки для МГПТ та НТЗ відповідно;

Z_m, Z_u – множина станів чинників безпеки МГПТ та НТЗ відповідно.

Виділення простору рішень які забезпечують умови безпечності МГПТ та МТС реалізується через визначення рівня відповідності чинників ризику:

$$E_{ts} = \{E_k(x_k, z_k), x_k \in X_k, z_k \in Z_k\}, k = \overline{1, m}, \quad (3)$$

де E_k – сукупність допустимих відхилень при відповідних вихідних параметрах та значенні чинників транспортної безпеки k - го виду транспорту;

z_k – значення чинників транспортної безпеки k - го виду транспорту;

Z_k – множина значень чинників транспортної безпеки k - го виду транспорту;

x_k – допустимі варіанти організації руху k - го виду транспорту;

X_k – множина варіантів організації руху k - го виду транспорту;

m – кількість видів транспорту.

Вплив транспорту на навколишнє середовище включає в себе різні види забруднення повітря і води, шум, виснаження невідновлюваних ресурсів, деградацію ландшафту, ефект локального перегріву (підвищення температури навколишнього середовища від нагрівання тротуарів і доріг) і ін. Сьогодні існує безліч методик для ідентифікації та вимірювання їх впливу. Однак жоден з підходів не дозволяє уникнути труднощів, пов'язаних з переведенням впливу перерахованих вище чинників у кількісні показники. Як правило, методики оцінки впливу на навколишнє середовище різняться в залежності від цілей, для яких розробляється методика. У зв'язку з цим може відрізнитися набір індикаторів. Для оцінки впливу МГПТ на екологічне середовище доцільно скористатися стандартизованим підходом до розрахунку екологічного впливу транспортних проектів *EcoTransit World*, який розроблений в Європейському союзі і показав свою придатність для вирішення задач оцінки екологічних наслідків транспорту. Розробники ресурсу відзначають, що вплив транспорту на навколишнє середовище є комплексним - від споживання енергоресурсів до токсичного впливу на екосистеми, смогу і шуму. Проте, тільки деякі з цих впливів можуть бути оцінені кількісно. У зв'язку з цим в рамках методології *EcoTransit World* вибір індикаторів, що впливають на навколишнє середовище, був обмежений декількома категоріями. Структура індикаторів екологічного впливу за допомогою яких визначається його рівень включає наступні індикатори екологічного впливу МГПТ [14]: первинні енергоресурси (в еквіваленті дизельного пального), викиди парникових газів (CO_2), викиди оксидів азоту (NO_x), викиди діоксидів сірки (SO_2), неметанові вуглеводи ($NMHC$), викиди твердих частинок (*Particles*).

Для оцінки ступеня забруднення атмосферного повітря важливим є визначення гранично допустимих концентрацій шкідливих речовин у повітрі. Для всіх об'єктів, які забруднюють атмосферу, розраховують і встановлюють гранично допустимі викиди. Гранично допустимі викиди - це кількість шкідливих речовин, яка не повинна перевищуватися під час викиду в повітря за одиницю часу, щоб концентрація забруднювачів на межі санітарної зони не була вищою, ніж гранично допустима концентрація [15]. У загальному вигляді відповідність МГПТ екологічним

умовам сталості може бути представлена через область допустимих множин у просторі рішень N які задовольняють вимогам їх відповідності області придатних рішень:

$$e(N) = \sup \{ \psi_e(l_{edm}, l_{edu}), l_{edm} \in L_m, l_{edu} \in L_u \}, \quad (4)$$

де ψ_e – показник, що відображає область допустимих параметрів функціонування транспорту з умов відповідності граничним викидам шкідливих речовин;

l_{edm}, l_{edu} – межа допустимого простору множини експлуатаційних параметрів для МГПТ та МТС з умов забезпечення його екологічної відповідності;

L_m, L_u – множина експлуатаційних параметрів для МГПТ та МТС.

Виділення простору рішень які забезпечують умови відповідності допустимому обсягу шкідливих викидів реалізується за наступних умов:

$$E_{ec} = \{ E_n(x_n, l_n), x_n \in X_n, l_n \in L_n \}, n = \overline{1, m}, \quad (5)$$

де E_n – сукупність допустимих відхилень при відповідних вихідних даних та значенні експлуатаційних параметрів n - го виду транспорту;

l_n – значення експлуатаційних параметрів n - го виду транспорту;

L_n – множина значень експлуатаційних параметрів n - го виду транспорту.

Умовою пошуку ефективного варіанту стану N_m концептів МГПТ з множини можливих рішень N є забезпечення відповідності області його допустимих станів, яка формується за умов виділення простору допустимих сервісно-ресурсних, екологічних та безпечних параметрів шляхом знаходження їх перетину:

$$E_m = E_{int} \cap E_{ts} \cap E_{ec}, \quad (6)$$

Цільова функція ефективності МГПТ з позицій забезпечення сталого розвитку міського середовища за таких форм її представлення полягає у максимізації рівня його внутрішньої сталості:

$$Rd_m(N_m) \rightarrow \max, \quad (7)$$

за умов забезпечення наступної відповідності:

$$N_m \in N(E_m), \quad (8)$$

де Rd_m - рівень внутрішньої сталості МГПТ.

Рівень внутрішньої сталості МГПТ відображає його ефективність та є критеріальним параметром формування його технологічних процесів. Визначення його значення проводиться на основі розрахунку потенціалу МГПТ який визначається через оцінку ступеня сервісної якості та рівня внутрішніх резервів [13].

Формування ефективності МГПТ з позицій сталості міського середовища передбачає пошук його стану на просторі можливих рішень при якому буде забезпечене виконання відповідних вимог щодо мінімізації чинників безпечності транспорту, утримання шкідливих викидів в межах допустимих норм та забезпечення максимального рівня сервісно-ресурсних показників для всіх рівнів його представлення в структурі МС.

Висновки. Сформована загальна схема оцінки ефективності МГПТ з позицій сталого розвитку міста, яка базується на представленні його функціонування у вигляді динамічних процесів, у ході яких відбувається зміна його внутрішнього та зовнішнього стану. В якості умов формування ефективності МГПТ є забезпечення максимізації його внутрішньої сталості при відповідності простору допустимих рішень, які визначаються можливостями поглинання міським середовищем негативних наслідків роботи транспорту. Така форма представлення ефективності МГПТ відповідає формуванню його внутрішнього потенціалу, який є джерелом забезпечення ефективної протидії внутрішнім та зовнішнім впливам, реалізує принцип систематизації та узагальнення характеристик його ресурсно-результативних чинників з позицій їх впливу на сталий розвиток МС. До складу запропонованої загальної схеми ефективності МГПТ входять параметричні області допустимих її значень, які визначаються шляхом відображення множини простору організаційно-функціональних рішень на показники його сталості. На основі представленої структурної композиції ефективності МГПТ може бути розроблена ризик-система оцінки сталого розвитку МС та створена єдина комплексна система управління міським транспортом.

Список використаних джерел:

1. Сафронов, Э. А. Транспортные системы городов и регионов [Текст] / Э.А. Сафронов. – М: Издательство АСВ, 2005. – 272 с.
2. Вельможин, А. В., Гудков В. А., Куликов А. В. Эффективность городского пассажирского общественного транспорта [Текст] / А. В. Вельможин, В. А. Гудков, А. В. Куликов, А. А. Сериков. – Волгоград, 2002. – 256 с.
3. Пугачёв, И. Н. Методология развития эффективного и безопасного функционирования транспортных систем городов [Текст] / И. Н. Пугачев. - Владивосток: Дальнаука, 2009. - 266 с.
4. Трофименко, Ю. В., Якимов М. Р. Транспортное планирование: формирование эффективных транспортных систем крупных городов: монография [Текст] / Ю. В. Трофименко, М. Р. Якимов. – Москва: Логос, 2013. – 464 с.
5. Хомченко, А. Н., Осинцев, Н. А. Ресурсоэкономичность транспортных систем городов [Текст] / А. Н. Хомченко, Н. А. Осинцев // Современные проблемы транспортного комплекса России. – 2012. – №. 2. - с. 134-139.
6. Steg, L., Gifford, R. Sustainable transportation and quality of life [Text] / L. Steg, R. Gifford // Journal of transport geography. – 2005. – Т13. – №1. – p. 59-69.
7. Redman, L., Friman, M., Gärling, T., Hartig, T. Quality attributes of public transport that attract car users: A research review [Text] / L. Redman, M. Friman, T. Gärling, T. Hartig, // Transport Policy. – 2013. – Т. 25. – p. 119-127.
8. Eboli, L., Mazzulla, G. Performance indicators for an objective measure of public transport service quality [Text] / L. Eboli, G. Mazzulla // European Transport. – 2012. - Issue 51(3). – p. 1-21.
9. Samchuk, G. Using sustainable development principles to assess the efficiency of transport interchanges functioning [Text] / Samchuk, G. // Автомобильный транспорт - №38. – 2016. – с. 13-20.
10. Mihyeon, J. C., Amekudzi, A. Addressing sustainability in transportation systems: definitions, indicators, and metrics [Text] / J. C. Mihyeon, A. Amekudzi // Journal of infrastructure systems. – 2005. – Т.11. – №1. – p. 31-50.
11. Слагін, Ю. В. Проблеми забезпечення сталого розвитку суспільного транспорту та суспільні транспортні витрати [Текст] / Ю. В. Слагін // Вісник екон. транспорту та промисловості. – 2012. – Т.35. – с. 254-256.
12. Абрамович, Б. М., Маруніч, В. С., Вакарчук, І. М. Транспортне обслуговування населення як фактор сталого розвитку міста [Текст] / Б. М. Абрамович, В. С.Маруніч, І. М. Вакарчук, О. М. Смолович, А. І Ворон // Автомобіліст України. – 2002. – № 3. – с. 11-13.
13. Вдовиченко, В.О. Сервісно-ресурсні умови формування сталості міського громадського пасажирського транспорту [Текст] / В. О. Вдовиченко // Технологічний аудит та резерви виробництва – 2016. - №6/2(32) – с. 47-52.
14. Auvinen, H., Clausen, U., Davydenko, I. Calculating emissions along supply chains—towards the global methodological harmonisation [Text] / H. Auvinen, U. Clausen, I. Davydenko, D. Diekmann, V. Ehrler, A. Lewis, // Research in Transportation Business & Management. – 2014. – Т.12. – p. 41-46.
15. Беспаятнов, Г. П., Кротов, Ю. А. Предельно допустимые концентрации химических веществ в окружающей среде: Справочник. [Текст] / Г. П. Беспаятнов, Ю. А. Кротов – Химия. Ленингр. отд., 1985. - 528 с.

Рецензенти:

Нагорний Євген Васильович, завідувач кафедри транспортних технологій Харківського національного автомобільно-дорожнього університету, д.т.н., професор

Таран Ігор Олександрович, завідувач кафедри управління на транспорті Національного гірничого університету, д.т.н., професор

Стаття надійшла до редакції 05.04.2017

УДК 678.067:539.538

Л.Р. Вишняков¹, В.Н. Морозова¹, В.Т. Варченко¹, В.П. Мороз¹, А.С. Тульженкова², Т.Г. Сичкар²

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины¹, г.Киев
Национальный педагогический университет им. И.П.Драгоманова², г.Киев

О СВОЙСТВАХ «ВТОРИЧНЫХ» ЭПОКСИПОЛИМЕРОВ С НАПОЛНИТЕЛЯМИ ИЗ ОТХОДОВ УГЛЕПЛАСТИКОВ

Проведена оцінка триботехнічних, теплофізических і механіческих свойств «вторичных» композитов. Установлено, что при объемной доле наполнителя в виде дисперсных частиц углепластиков с содержанием 18 мас.% «вторичный» композит приобретает повышенную износостойкость. Перспектива промышленной утилизации дисперсных частиц углепластиков в качестве наполнителей полимерных материалов трения связана с необходимостью сбора, классификации, изготовления и адресного применения этих материалов.

Ключевые слова: углепластики; отходы; утилизация; износостойкость; «вторичный» композит.

Л.Р. Вишняков, В.М. Морозова, В.Т. Варченко, В.П. Мороз, О.С. Тульженкова, Т.Г. Сичкар ПРО ВЛАСТИВОСТІ «ВТОРИННИХ» ЕПОКСИПОЛІМЕРІВ З НАПОВНЮВАЧАМИ З ВІДХОДІВ ВУГЛЕЦЬПЛАСТИКІВ

Проведена оцінка триботехнічних, теплофізических і механічних властивостей «вторинних» композитів. Встановлено, що при об'ємній частині наповнювача у вигляді дисперсних частинок вуглецьпластиків з вмістом 18 мас.% «вторинний» композит набуває підвищену зносостійкість. Перспектива промислової утилізації дисперсних частинок вуглецьпластиків у якості наповнювачів полімерних матеріалів тертя пов'язана з необхідністю збору, класифікації, виготовлення та адресного застосування цих матеріалів.

Ключові слова: вуглецьпластики; відходи; утилізація; зносостійкість; «вторинний» композит.

L. Vishnyakov, V. Morozova, V. Varchenko, V. Moroz, A. Tulzhenkova, G. Sichkar PROPERTIES OF "SECONDARY" EPOXY POLYMERS WITH FILLERS FROM WASTES OF CARBON FIBRE REINFORCED PLASTIC

Experiments in production of "secondary" epoxy polymers with fillers from disperse machine wastes of constructional carbon fibre reinforced plastics have been carried out. It has been established that at volume fraction of a filler in the form of disperse particles of carbon fibre reinforced plastics containing 18 wt.% the "secondary" composite (carboplastic) attains increased wear-resistance. The kind of carbon fibres that form disperse wastes, as well as working conditions for a frictional couple have a substantial effect on the wear-resistance rate and values of the friction factor of "secondary" composites.

Evaluation of tribotechnical, thermophysical and mechanical properties of "secondary" composites has been carried out. Prospects for industrial utilization of disperse particles of carbon fibre reinforced plastics as fillers for polymeric friction materials are pertaining to necessity of collection, classification, production and targeted application of such materials.

Key words: carbon fibre reinforced plastic; waste; utilization; wear-resistance; "secondary" composite.

Постановка проблеми. Проблема утилизации отходов термореактивных углепластиков и, в особенности, армированных углеродными волокнами (УВ) полимерных конструкций для самолетов и ветролопастей является весьма острой. Мировые производители авиационной техники наращивают производство изделий из углепластиков. При этом возрастают объемы механообработки деталей из углепластиков с накоплением дисперсных отходов, требующих очистки и вентиляции рабочей зоны, сбора, хранения, складирования и других экологических мероприятий.

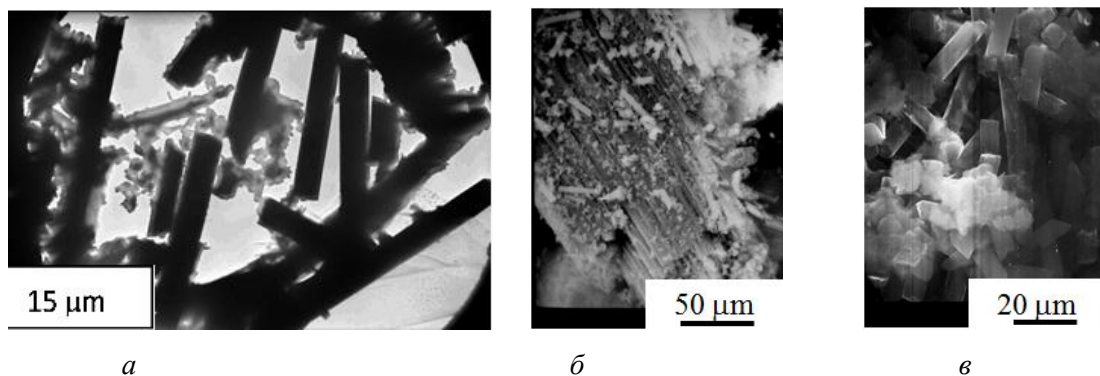
Анализ последних исследований и публикаций. Важной проблемой является также утилизация препрегов на основе эпоксидных смол для композитов, используемых в строительстве, автомобилестроении и других отраслях промышленности особенно, если срок хранения препрегов превышен. В этом случае весьма заманчивым является измельчение таких препрегов на дисперсные частицы с последующим их использованием в качестве износостойкого наполнителя «вторичных» композитов на основе эпоксидных смол.

В настоящей работе полученные ранее данные в [1] дополнены результатами измерения теплофизических и механических свойств композитов. Комплекс полученных характеристик новых материалов позволит уточнить рекомендации по использованию подобных композитов в технике и стимулировать продолжение этих работ.

Постановка задач. Цель настоящей работы состояла в проведении экспериментов по получению «вторичных» композитов на основе трудно утилизируемых отходов механической обработки углепластиков, характеризации их износостойкости и некоторых физико-механических свойств, что позволит более конкретно подойти к полезному использованию таких материалов.

Изложение основного материала. В качестве исходных материалов для получения вторичного композита были использованы дисперсные продукты механической обработки углепластиков, эпоксидная смола ЭД-20 и отвердитель ПЭПА. Вид дисперсных продуктов механической обработки углепластиков фрезерованием показан на рис.1. Форма образовавшихся частиц различная, на фрагментах углеродных волокон имеются сколы и ступенчатые следы хрупких изломов.

Для усреднения размеров дисперсных частиц их подвергали просеву через сито с ячейкой $0,5 \times 0,5$ мм. Операция просева через сито, в принципе, может быть заменена другими видами классификации частиц по форме и размерам.



**Рис.1.- Дисперсные отходы механической обработки углепластиков.
(Электронный микроскоп JEM 100-CXII).**

a – на основе углеродной основы УОЛ 300 1А с остатками эпоксидного связующего ЭДТ 69Н
б, в – на основе ткани УТ-900 3А.

На последующих операциях по принятой в [1] технологии осуществляли совмещение дисперсной фазы со связующим на основе эпоксидиановой смолы ЭД-20. После введения дисперсного наполнителя в связующее и перемешивания (15÷20 мин.), в смесь добавляли отвердитель ПЭПА. Полученную суспензию выливали в стальную форму, выложенную лентой из фторопласта, и проводили отверждение по принятому для смолы ЭД-20 режиму: выдержка при комнатной температуре 24 часа, отверждение при 80 °С – 1 час, при 120 °С – 3 часа с последующим охлаждением в термошкафу.

Испытания композитов проводились в лаборатории триботехнических измерений ИПМ НАН Украины на стенде М-22 (рис.2) по методике, описанной в [1]. Материалом контртела служила сталь Ст.45 (HRC 48÷55; Ra 0,32÷0,63) или нержавеющая сталь Х18Н9Т (НВ 158-160).

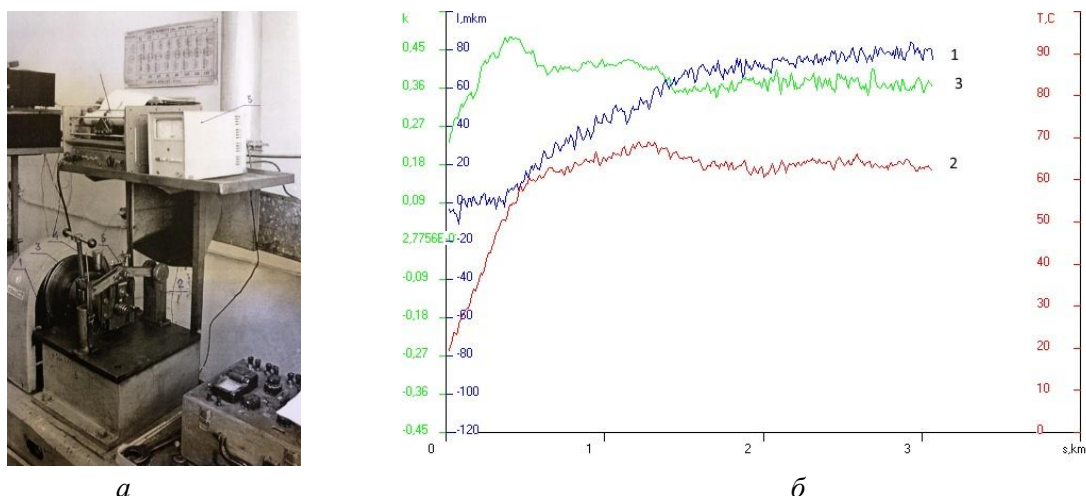


Рис.2.- Стенд М-22 для определения триботехнических характеристик (а) и рабочий график измерения температуры, линейного износа и коэффициента трения (б):

1 – линейный износ; 2 – температура, 3 – коэффициент трения.

Результаты измерения триботехнических свойств карбопластика с 18 мас.% наполнителя из просеянных на сите 0,5×0,5 отходов углепластика из углеленты УОЛ 300 1А показаны в табл.1.

Таблица 1

**Триботехнические свойства «вторичного» композита на воздухе
(скорость скольжения – 0,5 м/с, контртело – сталь Ст. 45)**

Нагрузка, Р (МПа)	Коэффициент трения, f	Линейный износ пары трения, I (мкм/км)	Температура образца, Т °С	Массовый износ, I (мг/км)	
				Образец	Контртело
0,5	0,62	4,3	45	0,11	0,1
1,0	0,6	5,8	66	0,5	0,5
1,5	0,49	9,8	79	0,56	0,43
2,0	0,45	10,4	89	0,6	0,3
2,5	0,39	15,9	91	0,76	0,3
3,0	0,33	10,9	91	0,53	0,2
4,0	0,26	7,46	91	0,4	0,1
6,0	0,19	10,5	93	0,6	0,16
8,0	0,16	21,7	93	0,2	0,1
100 % ЭД-20					
1,0	0,51	107,7*	82	4,3	0,73

В связи с тем, что подшипники из карбопластиков получили применение в узлах трения, работающих в водной среде [2], нами были проведены трибоиспытания «вторичных» композитов в водной среде (табл. 2). При скорости скольжения 0,5 м/с установлено, что водная смазка существенно уменьшает коэффициент трения: с $f=0,6$ до $f=0,42$ при нагрузке 1,0 МПа и при этом линейный износ пары трения также снижается с 5,8 мкм/км до 1,46 мкм/км.

Таблица 2

**Триботехнические свойства «вторичного» композита углепластика в водной среде.
Скорость скольжения V – 0,5 м/с. Материал контртела - нержавеющая сталь 1X18H9T**

Нагрузка, Р (МПа)	Коэффициент трения, f	Линейный износ, I (мкм/км)	Массовый износ, I (мг/км)		Температура образца, Т°С
			образец	контртело	
1	0,42	1,46	0,20	0,16	16
2	0,26	1,66	0,38	0,32	19
3	0,24	1,80	0,45	0,35	25
4	0,24	2,60	0,48	0,38	29
5	0,24	3,00	0,51	0,28	35
6	0,26	3,20	0,53	0,32	39
7	0,26	3,40	0,50	0,30	46
8	0,26	3,50	0,38	0,37	47
9	0,26	3,30	0,38	0,35	50
10	0,25	3,50	0,36	0,30	53
11	0,24	4,50	0,38	0,31	55
12	0,22	6,80	0,70	0,40	58
15	0,18	3,3	0,3	0,3	35
20	0,17	7,4	0,45	0,28	39
25	0,17	14,6	0,73	0,32	44

В водной среде нагрузка на образец 8,0 МПа обеспечивает коэффициент трения по нержавеющей стали 0,26 при линейном износе 3,50 мкм/км и массовом износе 0,38 мг/км. С увеличением нагрузки поверхность трения образца выглаживается, шероховатость поверхности снижается. На поверхности трения образца появляется слабо выраженная пленка темного цвета. Установлено, что в водной среде состав образца с 18 масс.% дисперсных отходов работоспособен до нагрузки 25 МПа. Массовый износ образца составляет 0,73 мг/км, линейный износ – 14,6 мкм/км; коэффициент трения составляет – 0,17.

Следует отметить, что замена контртела из углеродистой стали Ст.45 на контртело из нержавеющей стали 1X18Н9Т изменила параметры процесса изнашивания, сделав его более стабильным. Так, даже при небольших нагрузках 8-12 МПа значения массового износа образца композита и контртела из стали 1X18Н9Т являются невысокими, а температура нагрева образца не превышает 58°C. При испытаниях пары трения на воздухе температура повышалась до 93°C при нагрузке 8 МПа (табл.1), а водная среда при этой нагрузке снизила температуру до 47 °С (табл. 2).

Оценка механических свойств разработанных «вторичных» композитов с 18 масс.% наполнителя была проведена на установке TiraTest 2300. В соответствии с действующими стандартами были определены: средняя прочность композита на растяжение (ГОСТ 11 262-80), которая составила 41,0 МПа. Для этого же композита средняя прочность при изгибе (ГОСТ 4648-2014) составила 79,3 МПа; а средний модуль упругости при изгибе – 2453 МПа. Средняя прочность при сжатии (ГОСТ 4651-2014) составила 162,8 МПа.

Таким образом, введение в эпоксидную матрицу 18 масс. % дисперсных отходов углепластика обеспечивает прочность, приемлемую для работы подшипников в рассматриваемых условиях [2].

Поскольку в зоне трения повышается температура, особый интерес вызывают теплофизические свойства «вторичного» композита. Измерения теплофизических свойств карбопластиков проводилось в Национальном педагогическом университете им. И.П.Драгоманова, г. Киев. Было установлено, что введение дисперсного наполнителя в эпоксидное связующее снижает удельную теплоемкость карбопластика и увеличивает его размерную стабильность (рис.3). Установлено также, что коэффициент теплопроводности «вторичного» композита в диапазоне температур от 40°C до 140°C увеличивается (приблизительно на 10 %) (рис.4).

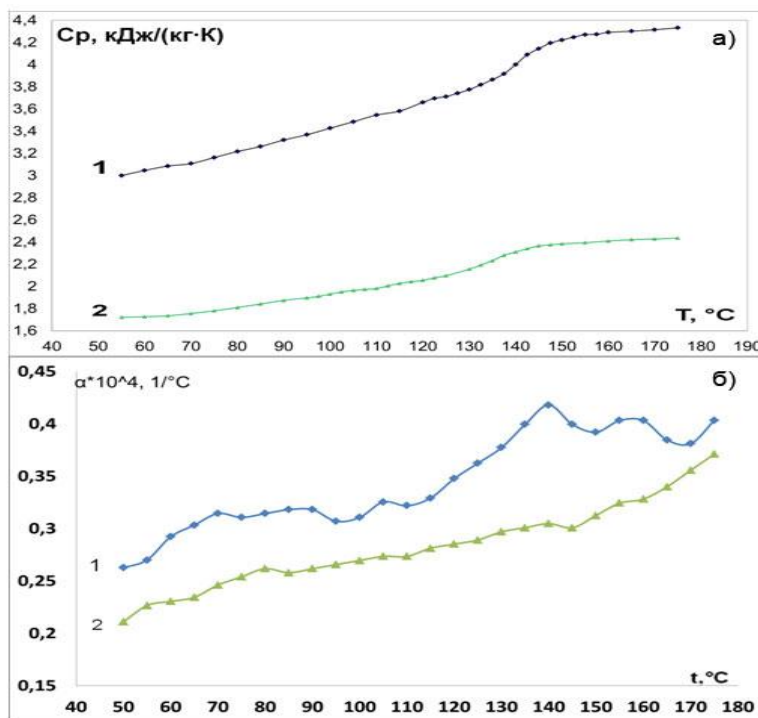


Рис.3.- Температурная зависимость удельной теплоемкости (а) и температурного коэффициента линейного расширения ТКЛР (б):
1 – ЭД-20; 2 – ЭД-20 + 18% наполнителя

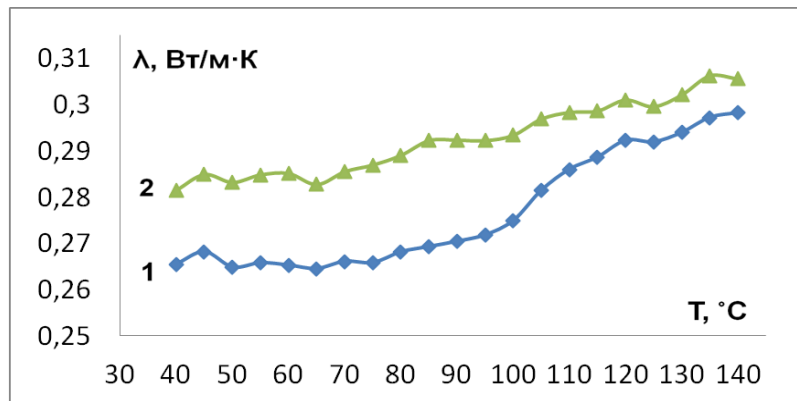


Рис. 4- Температурная зависимость теплопроводности:
1 – ЭД-20; 2 – ЭД-20 +18% наполнителя

В научной литературе, посвящённой антифрикционным карбопластикам, обсуждается вопрос о влиянии природы углеродных волокон на износостойкость композитов [3-5]. В отходах механической обработки углепластиков могут оказаться две группы углеродных волокон: как высокопрочные, так и высокомодульные. Обе эти группы находят всё большее применение в технике, однако, каждая из них имеет свои структурные особенности, благодаря режимам проведения карбонизации или графитации углеродных волокон. В высокомодульных УВ с температурой обработки до 2800°C поверхность волокна имеет участки со структурой графита и выходы кристаллитов углерода, а у высокопрочных волокон (с температурой обработки до 1500°C) поверхность характеризуется выходами турбостратных пачек [6]. Такие особенности структуры поверхности УВ, присутствующие в дисперсных частицах отходов, по-разному отражаются на триботехнических свойствах: от проявления свойств твёрдых смазок до преимущественного влияния особо твёрдых частиц-кристаллитов. Соотношение участков поверхности углеволокон, попадающих в рабочую зону пары трения, определяет характер фрикционного контакта пары трения. Высокомодульные волокна благодаря структурным особенностям и более графитированной поверхности, по данным [3], имеют меньший коэффициент трения, а износостойкость выше, чем высокопрочные углеволокна. В то же время, по данным других авторов, износостойкость выше у высокопрочных волокон. Например, при испытаниях по контртелу из стали, имеющей шероховатость поверхности 0,26 мкм со скоростью 1 м/сек интенсивность износа углепластика с высокомодульными волокнами составила $2,6 \times 10^{-5}$, а композита с высокопрочными волокнами – 9×10^{-10} мм³/Н.м. Большое влияние на процессы износа оказывают также трибохимические превращения, обусловленные процессами деструкции полимерной сетки связующего и её структурированием с образованием плёнки полимера трения.

В наших экспериментах при испытании композита с наполнителем из отходов углеволокон марки ТС 42S–24К, которые можно отнести к высокопрочным, износ композита оказался намного выше, чем с наполнителем из отходов углеленты УОЛ 300 1А (табл.3).

Таблица 3

Сравнительные данные по износостойкости «вторичных» карбопластиков с 18 мас. % отходов углеволокон.

Наполнитель из отходов УВ	Нагрузка, Р, МПа	Коэффициент трения, f	Линейный износ пары трения, мг/км
Углелента УОЛ 300 1А	1	0,6	12,4
	2	0,35	10,9
	3	0,33	9,8
	4	0,26	7,46
Высокопрочные углеволокна марки Т-42S-24К	1	0,58	95,6
	2	0,36	74,5
	3	0,27	51,2
	4	0,24	49,2

Можно заключить, что неоднозначность данных полученных при измерении износостойкости карбопластиков в зависимости от вида углеродных волокон требует оценки данных эксперимента в конкретных условиях работы данной пары трения.

Таким образом, по комплексу полученных характеристик – по износостойкости и результатам испытаний физико-механических свойств – разработанный «вторичный» композит-карбопластик можно рекомендовать для использования в нагруженных узлах трения, работающих как на воздухе, так и в водной среде.

Выводы. Отходы механической обработки углепластиков могут быть использованы в качестве эффективных наполнителей «вторичных» композитов-карбопластиков с повышенной износостойкостью. Испытания теплофизических свойств «вторичных» композитов показали, что углеродный дисперсный наполнитель снижает удельную теплоёмкость, увеличивает размерную стабильность и теплопроводность материала. По уровню износостойкости, механическим и теплофизическим характеристикам «вторичные» карбопластики могут быть рекомендованы в качестве материала для нагруженных подшипников скольжения. Природа углеродных волокон, использованных в дисперсных отходах, отражается на уровне износостойкости и зависит от конкретных условий работы пары трения.

Список использованных источников.

1. Вишняков Л.Р. Полимерные износостойкие композиты с наполнителями из порошковых отходов механической обработки углепластиков Вишняков Л.Р. Морозова В.Н., Мороз В.П., Варченко В.Т., Бычков А.С., Андреев А.В. // Технологические системы.– 4 (73) 2015.– С.44-51
2. Бахарева В.Е. Антифрикционные углепластики для узлов трения скольжения / Бахарева В.Е., Николаев Г.И., Орыщенко А.С. // Вопросы материаловедения.– 2012.– №4.–С.15-33.
3. Бахарева В.Е. Модификация химического состава и степени гетерогенности полимерной матрицы и углеродных армирующих материалов с целью оптимизации триботехнических характеристик антифрикционных углепластиков / Бахарева В.Е., Анисимов А.В., Рыбин В.В. // Вопросы материаловедения.– 2009.– № 3 (59).– С. 217-228.
4. Сиренко Г.А. Антифрикционные термостойкие полимеры / Сиренко Г.А., Свидерский В.П. Герасимов, В.Д., Никонов В.З.– К. Техніка, 1978.- 244 с.
5. Сиренко Г.А. Антифрикционные карбопластики. К.: Техніка, 1985.- 196 с.
6. Молчанов Б.И., Чукаловский П.А., Варшавский В.Я. // Углепластики.– М.: Химия .– 1985.– 208 с.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2017

УДК 531.1:519.95:513.88

Т.Г. Войтик¹, Г.С. Полетаев²¹Одесский национальный морской университет,²Одесская государственная академия строительства и архитектуры, Одесса, Украина**ЛЕВОСТОРОННИЕ МАТРИЧНЫЕ УРАВНЕНИЯ С ДВУМЯ ТРЕУГОЛЬНЫМИ НЕИЗВЕСТНЫМИ**

Для предлагаемого общего подвиды матричных уравнений с двумя треугольными неизвестными, при сделанных предположениях, установлена теорема разрешимости. Приведено доказательство. Получены формулы решений. Рассмотрены иллюстративные примеры.

Ключевые слова: анализ, механика, уравнение, треугольная, матрица, факторизация, проектор.

Т.Г. Войтик, Г.С. Полетаев**ЛІВОСТОРОННІ МАТРИЧНІ РІВНЯННЯ З ДВОМА ТРИКУТНИМИ НЕВІДОМИМИ**

Для пропонованого загального підвиду матричних рівнянь з двома трикутними невідомими, при зроблених припущеннях, встановлено теорема про можливість розв'язання. Наведено доказ. Дано формули рішень. Розглянути ілюстративні приклади застосування цих формул.

Ключові слова: аналіз, механіка, рівняння, трикутна, матриця, факторизація, проектор.

T. Voytik, G. Poletaev**LEFT-SIDED MATRIX EQUATIONS WITH TWO TRIANGULAR UNKNOWNNS**

We consider the matrix equations of the left-sided general sub forms. Each of these equations has two unknown triangular matrices and an invertible matrix-coefficient. It is assumed that the matrix-coefficient admits a correct factorization. The solvability theorem with formulas of solutions and the proof is given. The example illustrated is considered.

Keywords: analysis, mechanics, equation, matrix, factorization, operator, projector.

Постановка проблеми. Широко известна роль матричных уравнений. В простейшем виде они возникают в разных теоретических и прикладных задачах, связанных с решением систем линейных алгебраических уравнений. Например, в механике, физике, электротехнике, гидравлике, экономике. При этом посредством матричных уравнений могут моделироваться взаимосвязи между совокупностями известных и неизвестных величин. В сообщении ниже продолжается публикация результатов о специальных матричных уравнениях (уравнениях-моделях), возникающих в математике, некоторых задачах механики [1-6]. Под матричным уравнением-моделью здесь понимается любое матричное уравнение, выражающее взаимосвязь известных и неизвестных в исходной прикладной задаче величин. Считается, что смысл матриц, посредством которых матричное уравнение-модель записано, вполне определен заранее. Известные до работ второго из авторов методы могут оказаться неприменимы или не эффективны для исследования матричного уравнения-модели и представления его решения. Например, когда в теории или прикладных задачах искомые матрицы должны быть треугольными. Или когда правая часть матричного уравнения, обычно известная, оказывается таковой лишь частично. Это относится и к рассматриваемым далее уравнениям. Стало быть, разработка общих подходов к исследованию таких уравнений, указание условий их разрешимости и отыскание возможных формул представления их решений являются актуальными. Отметим также, что теория изучаемых далее матричных уравнений обладает рядом общих черт с теорией задач, родственной известной задаче Римана (Римана-Гильберта-Привалова) для аналитических функций. Последние обстоятельства также подтверждают актуальность исследования предлагаемых ниже уравнений.

Анализ исследований и публикаций. Абстрагируясь от возможных для рассматриваемых в статье уравнений интерпретаций прикладного характера, их можно трактовать, как своеобразные матричные аналоги задачи Римана - Гильберта и интегральных уравнений, эквивалентных уравнению типа Винера - Хопфа. В предлагаемом ниже виде, рассматриваемые матричные уравнения, впервые, появились в исследованиях второго автора. Близкие вопросы и уравнения изучались в его работах и примере с прикладной интерпретацией, а также в последующих совместных с Л.И. Солдатовым [1-3]. Точные методы исследования задачи Римана - Гильберта восходят, в частности, к работам И.И. Привалова, Ф.Д. Гахова, Н.И. Мусхилишвили, Ю.И. Черского, М.Г. Крейна, Э.И. Зверовича и многих других. Как и интегральные уравнения типа Винера-Хопфа [7-9], другие уравнения типа свертки, а также матричные уравнения из [1-3, 6] и

родственного типа Римана - Гильберта - Привалова задача [10, 11], рассматриваемые ниже матричные уравнения с двумя треугольными неизвестными [4, 6, 12] допускают изучение на основе результатов или, непосредственно, подходов, развиваемых для соответствующих уравнений в абстрактных кольцах с факторизационными парами [9, 13-16]. Последние уравнения, в свою очередь, можно плодотворно исследовать, опираясь на основы теории колец и функционального анализа, при существенном использовании решений вопросов обратимости и факторизации разных видов по факторизационной паре подколец. Исследования этих уравнений в записанном виде до работ автора, отсутствовали.

Цель статьи. Целью работы является установление теоремы существования с формулами решений для абстрактных матричных уравнений с неизвестными нижней X^+ и верхней Y_- треугольными матрицами и обратимой матрицей-коэффициентом вида:

$$X^+A + Y_- = B \quad (1)$$

- демонстрация проекторного метода на примере рассматриваемых матричных уравнений (1) с указанием компактной легко обозримой процедуры их исследования, в соответствующих предположениях.

Для достижения поставленной цели:

разработан, отличающийся алгебраичностью, новый подход;

– с помощью соответствующих элементов этого подхода, при сделанных предположениях, доказана общая теорема о разрешимости с формулами решений;

– разобран иллюстративный пример.

Результаты развивают и дополняют [6]. Будем использовать далее основные положения, обозначения и определения из [1-4, 6].

Общие положения. Факторизация

Как отмечено [1-3, 6], родственные (1) и связанные с ними уравнения возникают, в частности, при изучении специальных новых задач механики для совокупностей одинаковых по геометрическим и физическим характеристикам тел. Они возникают также при исследовании общих видов и приложений, обнаруженных сравнительно недавно, одночленных однопроекторных второго порядка уравнений в кольце с факторизационной парой. Абстрактные уравнения из работ [9, 13, 16] связывают уравнения (1) с интегральными типа Винера-Хопфа [7, 8], а также с задачей нахождения двух рациональных функций с полюсами из разных полуплоскостей по линейному соотношению на контуре в виде сомкнутой вещественной оси [10, 11].

Обозначения и определения. Следуя [1-4, 6, 9], обозначим $R_{n \times n}$ кольцо вещественных числовых квадратных матриц размера $n \times n$, $n \geq 2$, $n \in N$; $R_{n \times n}^+$, $R_{n \times n}^-$ - подкольца нижних, верхних треугольных из $R_{n \times n}$; - $R_{n \times n}^0 := R_{n \times n}^+ \cap R_{n \times n}^-$, $R_{n \times n}^\mp = (R_{n \times n})_\pm \oplus R_{n \times n}^0$, соответственно. Результат применения соответствующих проекторов к матрицам, а также принадлежность матрицы из $R_{n \times n}$ подмножеству $R_{n \times n}^{\mp,0}$, $(R_{n \times n})_\pm$ [1-4, 6] будем отмечать знаками +, -, 0, соответственно. Устанавливается, что $R_{n \times n}$; $n \geq 2$, $n \in N$ - кольцо с факторизационной парой $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$ [5, 9, 13-16] (Ср. [14]).

Факторизация. Важную роль при построении формул для матриц – решений рассматриваемых уравнений играют нормированные правильные правые факторизации по факторизационной паре $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$. А, именно, разложения матрицы A^{-1} на обратимые в соответствующих подкольцах $R_{n \times n}^+$, $R_{n \times n}^-$ треугольные и диагональный множители [1-5, 6, 9, 12-17]:

$$A^{-1} = T^- S^0 \Gamma^+, \quad (2)$$

где матрицы - сомножители $T^- \in R_{n \times n}^-; S^0 \in R_{n \times n}^0; \Gamma^+ \in R_{n \times n}^+; n \geq 2, n \in \mathbb{N}$. Нормирование осуществляется условием: $\Gamma^0 = T^0 = E$, где E - единичная матрица кольца $R_{n \times n}$.

Некоторые условия существования нормированной правильной факторизации матриц из $R_{n \times n}$ по факторизационной паре (иначе, по подкольцам) $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$ можно сформулировать на основе соответствующих результатов [5, 9, 13, 14]. Устанавливается, что правая нормированная правильная факторизация единственна [9, 13-16].

Постановка задачи. Будем рассматривать следующую *Задачу*. «Для заданных матрицы - коэффициента $A \in R_{n \times n}; n \geq 2, n \in \mathbb{N}$ и матрицы - правой части $B \in R_{n \times n}$, найти пару матриц $X^+ \in R_{n \times n}^+, Y_- \in (R_{n \times n})_-$, удовлетворяющую уравнению (1)».

Результаты исследования.

Используя подготовленную базу, приведём условия существования, формулы решений уравнений вида (1), а, стало быть, Задачи в $R_{n \times n}$ и пример.

Главный результат. При соответствующей правой нормированной правильной факторизации обратной матрицы (2) разрешимость *Задачи* и уравнений вида (1) характеризует следующее утверждение.

Теорема. Пусть $A \in R_{n \times n}; n \geq 2, n \in \mathbb{N}$ неособенная матрица. Для того чтобы при всевозможных матрицах - правых частях $B \in R_{n \times n}$, как бы ни были они выбраны, каждое из соответствующих уравнений (1) было в $R_{n \times n}$ однозначно разрешимо, необходимо и достаточно, чтобы обратная для A матрица A^{-1} допускала в $R_{n \times n}$ нормированную правильную правую факторизацию (2) по факторизационной паре подколец $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$. Если нормированная правильная правая факторизация (2) имеет место, то при любой правой части $B \in R_{n \times n}$, единственное решение $X^+ \in R_{n \times n}^+, Y_- \in (R_{n \times n})_-$ уравнения (1), ей соответствующее, можно определить через множители факторизации (2) и эту правую часть по формулам:

$$X^+ = [B^+ T^-]^+ S^0 \Gamma^+, \quad Y_- = B_- + ([B^+ T^-]_-) [(T^-)^{-1}]_-. \quad (3)$$

Доказательство. Необходимость. Пусть условия теоремы выполнены и при любой из всевозможных правых частей $B \in R_{n \times n}$ уравнение (1) однозначно разрешимо в $R_{n \times n}$. Обозначим существующее, при этом, единственное решение уравнения (1) с $B = E \in R_{n \times n}$, где E - единичная матрица, через $(X_E^+ \in R_{n \times n}^+, Y_{E-} \in (R_{n \times n})_-)$. Тогда заключаем, что $X_{1E}^+ A + Y_{1E-} = E$. Отсюда и условий доказываемой части утверждения, вытекает существование требуемых обратных матриц в соответствующих подкольцах $R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-$ и правильной, правой факторизации по факторизационной паре подколец $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$:

$$A^{-1} = [(E - Y_{E-})^{-1}]_- X_E^+, \quad (4)$$

Факторизация (4), порождает нормированную правильную правую факторизацию по подкольцам $R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-$:

$$A^{-1} = [(E - Y_{E-})^{-1}]_- X_E^0 [(X_E^0)^{-1} X_E^+]_+.$$

Необходимость доказана.

Достаточность. Пусть при условиях теоремы имеет место нормированная правильная правая факторизация (2) по факторизационной паре подколец $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$. Тогда, при любой

фиксированной матрице $B \in R_{n \times n}$, правые части формул (3) имеют смысл и определяют некоторые матрицы $X^+ \in R_{n \times n}^+$ и $Y_- \in (R_{n \times n})_-$ из требуемых подколец. Подстановкой этих матриц в левую часть уравнения (1), убеждаемся, что $(X^+ \in R_{n \times n}^+; Y_- \in (R_{n \times n})_-)$ - искомое решение уравнения (1) и **Задачи**, соответствующее этой правой части B .

Действительно,

$$\begin{aligned} X^+A + Y_- &= [B^+T^-]^+ S^0 \Gamma^+ (\Gamma^+)^{-1} (S^0)^{-1} (T^-)^{-1} + B_- + ([B^+T^-]_-) [(T^-)^{-1}] = \\ &= [B^+T^-]^+ (T^-)^{-1} + B_- + ([B^+T^-]_-) [(T^-)^{-1}] = \{ [B^+T^-]^+ + [B^+T^-]_- \} (T^-)^{-1} + B_- = \\ &= \{ B^+T^- \} (T^-)^{-1} + B_- = B^+T^- (T^-)^{-1} + B_- = B^+ + B_- = B. \end{aligned}$$

Достаточность установлена.

Докажем **единственность** решения от противного. Пусть при общих условиях теоремы, нормированной правильной правой факторизации (2) по факторизационной паре подколец $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$ и некоторой правой части $B \in R_{n \times n}$ уравнение (1) имеет в $R_{n \times n}$ два решения $(X^+ \in R_{n \times n}^+; Y_- \in (R_{n \times n})_-)$ и $(X_1^+ \in R_{n \times n}^+; Y_{1-} \in (R_{n \times n})_-)$. Тогда, очевидно,

$$\begin{aligned} (X^+ - X_1^+)A &= Y_{1-} - Y_-; (X^+ - X_1^+)(\Gamma^+)^{-1} (S^0)^{-1} (T^-)^{-1} = Y_{1-} - Y_-; \\ (X^+ - X_1^+)(\Gamma^+)^{-1} (S^0)^{-1} &= (Y_{1-} - Y_-)T^-. \end{aligned}$$

Левая часть последнего равенства является матрицей из $R_{n \times n}^+$, а правая - матрицей из $(R_{n \times n})_-$. Следовательно, обе они равны нулевой матрице из $R_{n \times n}$:

$$(X^+ - X_1^+)(\Gamma^+)^{-1} (S^0)^{-1} = 0; (Y_{1-} - Y_-)T^- = 0.$$

Умножая справа: первое из последних двух равенств на произведение матриц $S^0 \Gamma^+$, а второе - на матрицу $(T^-)^{-1}$, получаем: $X^+ - X_1^+ = 0; Y_{1-} - Y_- = 0$. Следовательно,

$$X^+ = X_1^+; Y_{1-} = Y_-.$$

Единственность, а с нею и теорема полностью, доказана.

Следствие 1. При условиях теоремы и нормированной правильной правой факторизации в $R_{n \times n}$ (2) по факторизационной паре подколец $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$ единственное решение $X_E^+ \in R_{n \times n}^+, Y_{E-} \in (R_{n \times n})_-$ уравнения (1) с правой частью $B = E \in R_{n \times n}$, где E - единичная матрица, можно определить через множители факторизации (2) по следующим формулам:

$$X_E^+ = S^0 \Gamma^+, \quad Y_{E-} = T_- [(T^-)^{-1}] (= T_- (T^-)^{-1}). \quad (5)$$

Решения, соответствующие единичной матрице в правой части, важны в общей теории разрешимости рассматриваемого вида уравнений с треугольными неизвестными матрицами. Так проявляется одно из свойств соответствующих абстрактных уравнений в кольце с факторизационной парой подколец. С помощью формул решений (3) можно установить представления и некоторых других специальных решений. В частности, соответствующих правым частям из подколец $R_{n \times n}$.

Пример 1. Пусть требуется найти пару треугольных матриц $X^+ \in R_{3 \times 3}^+; Y_- \in (R_{3 \times 3})_-$ из $R_{3 \times 3}$ - решение уравнения (1), а, стало быть, и **Задачи**, если:

$$A = \begin{pmatrix} 15 & 0 & -10 \\ 0 & 5 & 0 \\ -5 & 0 & 5 \end{pmatrix},$$

$$B = \begin{pmatrix} 10\alpha & 0 & 10 \\ 0 & 10\alpha & 0 \\ 10\beta & 0 & 10\alpha \end{pmatrix}; \alpha, \beta - \text{числа.}$$

Для решения находим, последовательно, обратную матрицу, её факторизацию и соответствующие факторы, а также используемые в (3) произведения и результаты применений проекторов:

$$A^{-1} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & \frac{2}{3} \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \frac{1}{15} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{5} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{3}{5} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ \frac{1}{3} & 0 & 1 \end{pmatrix};$$

$$\Gamma^+ = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ \frac{1}{3} & 0 & 1 \end{pmatrix}; S^0 = \begin{pmatrix} \frac{1}{15} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{5} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{3}{5} \end{pmatrix}, T^- = \begin{pmatrix} 1 & 0 & \frac{2}{3} \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix};$$

$$(T^-)^{-1} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & -\frac{2}{3} \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}; S^0 \Gamma^+ = \begin{pmatrix} \frac{1}{15} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{5} & 0 \\ \frac{1}{5} & 0 & \frac{3}{5} \end{pmatrix};$$

$$[B^+ T^-]^+ = \begin{pmatrix} 10\alpha & 0 & 0 \\ 0 & 10\alpha & 0 \\ 10\beta & 0 & 10\alpha + \frac{20}{3}\beta \end{pmatrix}; [B^+ T^-]_- = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \frac{20}{3}\alpha \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}.$$

Реализуя формулы (3), вычисляем элементы искомого решения уравнения (1) в $\mathcal{R}_{3 \times 3}$ и *Задачи*.
Получаем:

$$X^+ = \begin{pmatrix} \frac{2}{3}\alpha & 0 & 0 \\ 0 & 2\alpha & 0 \\ 2\alpha + 2\beta & 0 & 6\alpha + 4\beta \end{pmatrix}, Y_- = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 10 + \frac{20}{3}\alpha \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}. \quad (6)$$

Подстановкой, можно убедиться, что это действительно искомое решение.

Пример 2. Пусть в уравнении (1) с матрицей-коэффициентом:

$$A = \begin{pmatrix} 15 & 0 & -10 \\ 0 & 5 & 0 \\ -5 & 0 & 5 \end{pmatrix},$$

правая часть равна единичной матрице из $R_{3 \times 3}$.

Легко видеть, что этот случай получается из предыдущего при $\alpha = \frac{1}{10}, \beta = 0$.

Из формул (6) следует решение уравнения (1) в такой постановке:

$$X_E^+ = \begin{pmatrix} \frac{1}{15} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{5} & 0 \\ \frac{1}{5} & 0 & \frac{3}{5} \end{pmatrix}; Y_{E-} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \frac{2}{3} \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}.$$

Этот же результат, получается, по формулам (5) непосредственно.

Выводы и перспективы

При сделанных предположениях, установлена общая теорема существования и единственности решений уравнений вида (1) с формулами их представлений через правую часть и факторизационные множители обратной для матрицы-коэффициента. Реализация этой теоремы даёт возможность проекторного подхода и точный метод решения конкретных уравнений (1). Стало быть, и поставленной выше *Задачи*. Предложенные в ней формулы отличает обзорность. Подготовлена база для проведения, в перспективе, исследований в направлении изучения связи решений, а также случаев разрешимости уравнений (1), когда факторизации (2) не является правильной. Особое место в этой перспективе соответствует прикладным задачам, моделирование которых может опираться на связь с уравнениями вида (1). Как и ожидалось, полученное в *Примере 1* решение уравнения (1) отличается от решения подобного ему правостороннего уравнения с теми же исходными известными матрицами A, B . Это обстоятельство - следствие некоммутативности соответствующих подколец матриц.

Литература

1. Полетаев Г.С. О постановках, матричных моделях некоторых обратных задач механики балок и представлениях факторизованных матриц влияния // Матем. моделир. в образовании, науке и промышленности. - С.-Пб. - С.146 - 148.
2. Полетаев Г.С., Солдатов Л.И. О задачах механики и уравнениях с неизвестной треугольной матрицей и проекторами // Соврем. методы проектирования машин. Расчет, конструирование и технология изготовления / Сб. научных трудов - Вып. 1. в 3-х т. - Т. 2 - Мн.: УП «Технопринт». - 477 с. - С. 244 - 249.

3. Полетаев Г.С., Солдатов Л.И. О моделировании некоторых задач механики матричными уравнениями с треугольными неизвестными // Нелинейная динамика механических и биологических систем / Межвузовский научный сборник. Саратовский гос. техн. университет, вып. 2. – Саратов. – С. 133 – 136.
4. Войтик Т.Г., Полетаев Г.С. Уравнения с неизвестными треугольными матрицами, связанные с однопроекторными второго порядка // Шістнадцята міжнародна наукова конф. ім. акад. М. Кравчука, 14 -15 травня 2015 р., Київ. Матеріали конференції II. Алгебра. Геометрія. Математичний аналіз. - С. 82 – 84.
5. Гантмахер Ф. Р. Теория матриц. – М.: Наука, 1988. – 549 с.
6. Войтик Т.Г., Полетаев Г.С. Матричные уравнения с двумя треугольными неизвестными //НАУКОВІ НОТАТКИ. – Вип. 49. - Луцьк, 2015. – С. 13 – 16.
7. Гахов Ф.Д., Черский Ю.И. Уравнения типа свертки. - М.: Наука, 1978.- 296с.
8. Крейн, М. Г. Интегральные уравнения на полупрямой с ядрами, зависящими от разности аргументов // Успехи мат. наук. – 1958. – Вып. 5(83). – С. 3–120.
9. Полетаев Г.С. Об уравн. и сист. одного типа в кольцах с факторизационными парами. – Киев, 1988. – 20 с. – (Препринт / АН УССР. Ин.-т матем.:88.31).
10. Войтик Т.Г., Полетаев Г. С., Яценко С.А. Нахождение двух рац. функций с полюсами из полуплоскостей по линейному уравнению с правильно факторизуемым коэффициентом // Глушковські читання. НТУУ «КПІ», Київ. - С. 74-77.
11. Войтик Т.Г., Полетаев Г.С., Яценко С.А. Метод находж. рац. функций с полюсами из разных полуплоск. по уравнению с правильно факторизуемым коэффициентом //НАУКОВІ НОТАТКИ. – Вип. 54. - Луцьк, 2016. – С. 65 – 70.
12. Войтик Т.Г., Полетаев Г.С. Уравнения с нижней и верхней неизвестными треугольными матрицами и взаимно обратными коэффициентами // Сімнадцята міжнародна наук. конф. ім. акад. М. Кравчука, 19-20 травня 2016 р., Київ. Матеріали конференції II. Алгебра. Геометрія. Математичний аналіз. - С. 68-71.
13. Полетаев Г. С. Об однопроекторн. II порядка уравн. с правильно факторизуемыми коэфф. в кольце с факторизацион. парой // Вестник Херсон. гос. техн. ун-та. – 2000. - № 2 (8). – С. 191–195.
14. McNabb A., Schumitzky A. Factorization of Operators I: Algebraic Theory and Examples // J. Funct. Anal. – 1972. – 9, № 3. – P. 262 – 295.
15. Полетаев Г. С. Абстракт. аналог парн. уравн. типа свертки в кольце с факторизационной парой // Укр. матем. журн. – 1991, т. 43, № 9. – С. 1201 – 1213.
16. Полетаев Г.С. Метод решения абстрактных уравнений с двумя неизвестными из подколец факторизационной пары // Математика в сучасному технічному університеті. Матеріали Міжнародної науково-практичної конференції 24-25 грудня 2015 року. Київ. – 2016. – С. 85-88.
17. Войтик, Т. Г. Обоснование условий однозначной разрешимости матричных уравнений с двумя треугольными неизвестными и взаимно обратными коэффициентами / Т. Г.Войтик, Г. С. Полетаев // Technology Audit and Productions Reserves. - 2016. - № 4/2(30). - P. 73-77.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 620.194

Б.К. Гануліч*Луцький національний технічний університет***ВПЛИВ ПОКРИТТЯ АНОДНОГО ТИПУ НА ОСНОВІ ЦИНКУ ТА АЛЮМІНІЮ НА КОРОЗІЙНО-ВТОМНУ МІЦНІСТЬ СТАЛІ 28Х2МФБД**

У роботі представлені результати експериментальних досліджень впливу покриття анодного типу на основі цинку та алюмінію на корозійно-втомну міцність зразків із сталі 28Х2МФБД. Встановлено, що 3%-й водяний розчин хлориду натрію зменшує границю втоми, у порівнянні з випробуваннями у повітрі, на порядок. Застосування електрометалізаційного покриття із алюмінію, цинку або 50% алюмінію+50% цинку дозволяє підвищити межу корозійної витривалості до значення витривалості 0,8 значення витривалості у повітрі. При цьому певний рівень несуцільності покриття не впливає на границю втоми.

Ключові слова: сталь, корозійно-втомна міцність, покриття анодного типу.

Б.К. Гануліч**ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЯ АНОДНОГО ТИПА НА ОСНОВЕ ЦИНКА И АЛЮМИНИЯ НА КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ 28Х2МФБД**

В работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния покрытий анодного типа на основе цинка и алюминия на коррозионно-усталостную прочность стали 28Х2МФБД. Установлено, что 3%-й водный раствор хлорида натрия уменьшает, в сравнении с испытаниями в воздухе, предел усталости на порядок. Использование электрометаллизационного покрытия из алюминия, цинка или 50% алюминия + 50% цинка позволяет увеличить предел коррозионной выносливости до 0,8 значения выносливости в воздухе. При этом некоторый уровень несплошности покрытия не влияет на предел выносливости.

Ключевые слова: сталь, коррозионно-усталостная прочность, покрытие анодного типа.

B.K. Ganulich**INFLUENCE OF COVERAGE OF ANODIC TYPE ON THE BASIS OF ZINC AND ALUMINUM 28X2MFBD BECAME ONCORROSIVE-TIRELESS DURABILITY**

The paper presents the results of experimental studies of the effect of anode type anodes on the basis of zinc and aluminum on the corrosion-fatigue strength of 28X2MFBD steel. It was found that a 3% aqueous solution of sodium chloride reduces, in comparison with the tests in the air, the fatigue limit by an order of magnitude. Using an electrometal coating of aluminum, zinc or 50% aluminum + 50% zinc allows to increase the limit of corrosion resistance to 0,8 endurance in the air. At the same time, some level of discontinuity of the coating does not affect the endurance limit.

Key words: steel, corrosion-fatigue strength, anode-type coating.

Постановка проблеми. Останнім часом з'явилися такі проблеми як видобуток залізо-марганцевих конкрецій з дна світового океану та глибоководне дослідницьке буріння. Одним із основних конструкційних елементів, що застосовуються при цьому, є труби, які, згідно об'єктивних неусувних причин, експлуатуються в умовах корозійної втоми. Використання труб із нержавіючої сталі є недоцільним із двох причин: а) велика вартість; б) найменша неоднорідність за хімічним складом об'єму металу повністю нівелює її корозійну стійкість при втомному навантаженні.

Постановка завдання. Метою роботи є дослідження ресурсних характеристик сталі 28Х2МФБД у морській воді, вивчення можливості застосування покриттів анодного типу для підвищення ресурсних характеристик до необхідного.

Зразки для випробувань вирізані вздовж твірної із труби $\varnothing 245 \times 16$ мм, загартованої і високо відпущеної ($\sigma_a = 1340 \pm 20$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1250 \pm 20$ МПа; $\delta = 9,4 \pm 0,6\%$; $\psi = 57 \pm 3\%$; ударна в'язкість руйнування $KCU = 70 \pm 5$ Дж/см²).

Утому і корозійну втому досліджували на циліндричних зразках робочого перерізу $\varnothing 5$ мм в умовах чистого згину з обертанням частотою 50 Гц. Випробування проводились на машині ФМІ-5. База випробувань у повітрі 10 млн. циклів, у 3%-му водяному розчині хлориду натрію 50 млн. циклів. Корозійне середовище подавали крапельним способом, що забезпечувало найбільше збагачення його киснем і, тим самим, забезпечувало максимальний корозійний вплив середовища.

Експериментально встановлено (див. таблицю), що корозійне середовище майже на порядок зменшує межу витривалості зразків із сталі 28Х2МФБД, що свідчить про її високу чутливість до впливу корозійного середовища.

Таблиця 1

$\pm\sigma$, МПа	800	700	600	550	500	400	300	200	100	60
n , млн.циклів	0,01	0,08	0,1	10						
N , млн.циклів				0,01	0,08	0,10	0,17	1,2	9	50
N_c , млн.циклів			0,04	0,08	0,12	50				

$\pm\sigma$, МПа – максимальне, мінімальне напруження у циклі навантаження;

n – кількість циклів навантаження до руйнування зразка у повітрі;

N – кількість циклів навантаження до руйнування зразка у корозійному середовищі;

N_c – кількість циклів навантаження до руйнування зразка з покриттям у корозійному середовищі.

З метою підвищення межі втоми сталі 28Х2МФБД у 3%-му водяному розчині NaCl (найагресивніша модель морської води) на робочу частину $\varnothing 5$ мм згаданих вище зразків електрометалізаційним способом наносили покриття із цинку, алюмінію та 50% цинку-50% алюмінію. Товщина кожного окремого покриття 0,4...0,6 мм. Як показали випробування нанесення кожного із покриттів без суттєвої різниці дозволяє збільшити границю корозійної втоми σ_{-1c} до 400...430 МПа. Передбачалось застосування згаданих покриттів при використанні труб із сталі 28Х2МФБД у морській воді. Очевидно, що при транспортуванні труб, комплектації із них відповідної конструкції і т.п., можливим є порушення суцільності електрометалізаційного покриття. Тому дослідження впливу корозійного середовища проводили на зразках з робочою частиною $\varnothing 5$ мм і довжиною 5 см, де покриття було несучільним: перед електрометалізацією центральна частина зразка обмотувалась дротиною $\varnothing 1$ мм, тобто смуга робочої частини зразка шириною 1 мм залишалась непокритою. Як показали експерименти, несучільність покриття, а саме відсутність його на ширині 1 мм, несуттєво впливає на границю втоми, $\sigma_{-1c} \sim 420$ МПа.

Як показують дослідження (див. табл.), навантаження $\pm\sigma = 550$ МПа, що є рівним межі втоми у повітрі, у корозійному середовищі зумовлюють руйнування зразка за 15000...20000 циклів навантаження. При частоті навантаження 50 Гц таке руйнування відбувається протягом 5...6 хв. За цей час поверхня зразка не зазнає помітних корозійних пошкоджень і залишається полірованою та блискучою. Можна зробити висновок, що у таких умовах причиною руйнування є адсорбційний вплив середовища. З метою виявлення адсорбційного впливу на втому металів було проведено ряд експериментів [2], у яких показано, що адсорбція води помітно зменшує модуль зсуву поверхневого шару металу, отже зменшує сили міжатомних зв'язків.

З іншого боку, несучільність анодного покриття незначно зменшує границю втоми сталі 28Х2МФБД. Можна припустити, що присутність анодного покриття нівелює адсорбційний вплив середовища. З цією метою були проведені експерименти по виявленню впливу покриттів на швидкість корозії заліза і вуглецевих сталей. Як показали досліди [3,4], контакт ювенільних поверхонь заліза (вуглецевої сталі) з алюмінієм значно зменшує швидкість корозії.

Крім того, були проведені натурні випробування у повітрі труби (2 шт.) із сталі 28Х2МФБД $\varnothing 245 \times 16$ мм на випробувальній машині ФМІ-200 при $\sigma = \pm 300$ МПа, частота навантаження 6,67 Гц. Кількість циклів до руйнування кожної труби склала приблизно 100 000 циклів. На поверхні злому кожної з обох труб спостерігалась окалина розміром 2...3 см², що й стало причиною передчасного руйнування ($\sigma_{-1} = 550$ МПа); на поверхні цілісного зразка ці дефекти були непомітні.

Висновки.

1. Наявність корозійного середовища зменшує границю втоми зразків із сталі 28Х2МФБД майже на порядок: $\sigma_{-1} = 550$ МПа, $\sigma_{-1c} = 60$ МПа.

2. Застосування електрометалізаційного покриття анодного типу дозволяє підвищити границю корозійної втоми до 450 МПа.

3. Несуцільність (до 20%) покриття незначно впливає на границю втоми.

4. При високих рівнях навантаження, близьких до границі втоми у повітрі, негативний вплив середовища має адсорбційний характер, зокрема взаємодія води з поверхневим шаром металу.

5. Покриття анодного типу нівелює негативний вплив адсорбційних явищ на втому сталі 28Х2МФБД.

Перспективи подальших досліджень у даному напрямі.

1. Встановити залежність ефективності анодного покриття від його пошкоджуваності при втомних навантаженнях сталевих конструкцій у корозійному середовищі.

2. Розробити спосіб виявлення внутрішніх дефектів – концентраторів напружень у тілі труби, зокрема із застосуванням методу акустичної емісії: наявність концентратора викличе появу акустичних сигналів при напруженнях, що менші від межі текучості.

3. Експериментально дослідити ефективність покриттів при несиметричних циклах навантаження.

4. Удосконалити метод [2] вимірювання зміни модуля зсуву внаслідок адсорбційного впливу рідин шляхом використання дротин різного діаметру, що дозволить визначити глибину впливу адсорбції на міжатомні зв'язки металу.

Список використаних джерел:

1. Ганулич Б.К. Коррозионно-механическая стойкость стали 28Х2МФБД в 3%-м водном растворе хлорида натрия / Б.К. Ганулич, Л.М. Бильй, В.Е. Рябцев, Н.И. Войцеховский // ФХММ. –1989. – №4. – С.69–73.

2. Ганулич Б.К. Метод вимірювання зміни модуля зсуву внаслідок адсорбційного впливу рідин / Б.К. Ганулич // ФХММ. – 1994. – №1. – С.130–132.

3. Ганулич Б.К., Ганулич А.Б., Божидарнік В.В. Спосіб сповільнення атмосферної та електролітичної корозії заліза і вуглецевих сталей. Патент України на корисну модель №42857. – 27.07.2009. Бюл. №14, 2009р.

4. Ганулич Б.К. Спосіб сповільнення атмосферної та електролітичної корозії ребристих конструкцій із заліза і вуглецевих сталей. Патент України на корисну модель №112854. – 26.12.2016. Бюл. №24, 2016р.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2017

УДК 669.011/.012:502.174

А.И. Гарост

УО «Белорусский государственный технологический университет» (БГТУ), г. Минск, Беларусь

МАКРО- И МИКРОСОСТАВ И СТРУКТУРА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ И ОСОБЕННОСТИ ИХ ИЗМЕНЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Создан износостойкий экономнолегированный по никелю и хрому аустенитный чугун, полученный с использованием в качестве шихтовых материалов, легирующих и модифицирующих добавок металлодержащих техногенных отходов, а в качестве восстановителей продуктов пиролиза полимерных отходов, предназначенный для фасонных отливок с механической обработкой, изучены закономерности структурообразования. Приведены результаты исследований макро- и микросостава, структуры, образующихся при первичной кристаллизации износостойких чугунов и особенности их изменения в процессе термической обработки. Изучено влияние не только основных элементов, но и ряда других элементов – примесей, случайно или преднамеренно введенных в расплав в процессе его раскисления, модифицирования или микролегирования, а также состав и морфология образованных ими химических ассоциаций (неметаллических включений и других "вторичных" фаз). Созданный чугун прошел промышленные испытания при изготовлении корпусов центробежных насосов. Исследован микросостав матрицы представляющей собой твердый раствор хрома и других металлических элементов (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo) в железе, и карбонитридных фаз, являющихся выделениями орторомбических $(Fe, Cr)_3C_2$, кубических карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$, тригональных $(Cr, Fe)_7C_3$ карбидов и нитридов ванадия, обеспечивающий высокий уровень служебных свойств.

Ключевые слова: износостойких чугунов, структурообразование, макро- и микросостав.

О.І. Гарост

МАКРО- І МІКРО СКЛАД ТА СТРУКТУРА ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ЗНОСОСТІЙКИХ ЧАВУНІВ ТА ОСОБЛИВОСТІ ЇХ ЗМІНИ В ПРОЦЕСІ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Створено зносостійкий економнолегований по нікелю і хрому аустенітний чавун, отриманий з використанням в якості шихтових матеріалів легуючих і модифікуючих добавок металомісних техногенних відходів, а в якості відновників продуктів піролізу полімерних відходів, призначений для фасонних виливків з механічною обробкою, вивчені закономірності структуроутворення. Наведено результати досліджень макро- і мікроскладу структур що утворюються при первинній кристалізації зносостійких чавунів і особливості їх зміни в процесі термічної обробки. Вивчено вплив не тільки основних елементів, а й ряду інших елементів - домішок, випадково або навмисно введених в розплав в процесі його розкислення, модифікування або мікролегуювання, а також склад і морфологія утворених ними хімічних асоціацій (неметалевих включень та інших "вторинних" фаз). Створений чавун пройшов промислові випробування при виготовленні корпусів відцентрових насосів. Досліджено мікросклад матриці, що являє собою твердий розчин хрому та інших металевих елементів (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo) в залізі, та карбонітридних фаз, які є виділеннями орторомбічних $(Fe, Cr)_3C_2$, кубічних карбідів $(Cr, Fe)_{23}C_6$, тригональних $(Cr, Fe)_7C_3$ карбідів і нітридів ванадію, що забезпечує високий рівень службових властивостей.

Ключові слова: зносостійкий чавун, структуроутворення, макро- і мікросклад.

A.I. Harast

MACRO- AND MICROCOMPOSITION AND STRUCTURE OF SPARINGLY ALLOYED WEAR-RESISTANT CAST IRON AND ESPECIALLY THEIR CHANGES DURING THERMAL TREATMENT

Wear-resistant sparingly alloyed with Nickel and Chromium austenitic cast iron was obtained with used as charge materials, alloying and modifying additives of metal-containing industrial waste, and as reducing products of pyrolysis of polymer waste, designed for mould castings with machining treatment; regularities of structure formation are studied. The results of studies of macro - and microcomposition, structures formed during the primary crystallization of wear-resistant cast iron and especially their changes during thermal treatment are shown. The impact of major elements as well as other elements of impurities, either accidentally or intentionally introduced into the melt in the process of deoxidation, modification or microalloying, and the composition and morphology formed by them of chemical associations (non-metallic inclusions and other "secondary" phases) is investigated. The obtained cast iron passed industrial tests for producing housing of centrifugal pumps. The matrix microcomposition is studied that is a solid solution of chromium and other metallic elements (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo) in iron, and carbonitride phases, which are released orthorhombic $(Fe, Cr)_3C_2$, cubic carbides $(Cr, Fe)_{23}C_6$, trigonal $(Mg, Fe)_7C_3$ carbides and nitrides of vanadium, providing high level of service properties.

Key words: wear-resistant cast iron, structure formation, macro - and microcomposition.

Постановка проблеми. Во многих областях техники необходимы материалы, обладающие высокой износостойкостью. Этим требованиям отвечают сплавы системы железо-углерод-хром с повышенным содержанием хрома и углерода (белые чугуны) [1, 2]. Область применения их охватывает горнорудную и нефтеперерабатывающую промышленность, энергетику, металлургию, строительно-дорожную и автотракторную технику.

Технологические трудности при изготовлении деталей сложной конфигурации и условия эксплуатации стимулируют проведение исследований, направленных на оптимизацию структуры и свойств. Следует отметить при этом, что преобладающее влияние на структуру сплавов данного типа оказывают условия первичной кристаллизации, определяемые химическим составом, а термическая обработка оказывается дополнительным фактором.

Анализ последних исследований и публикаций. Хром является главным легирующим элементом группы белых износостойких чугунов. Его содержание в них достигает 35%. Он может входить в состав орторомбического карбида железа $(Fe, Cr)_3C$ или образует карбиды хрома тригональный $(Cr, Fe)_7C_3$ и кубический $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Из них наибольшую твердость имеет тригональный карбид: HV 1370–2440, а кубический карбид $(Cr, Fe)_{23}C_6$, несмотря на большую концентрацию хрома, несколько меньшую твердость: HV 1225–2280 [3, 4].

Испытания белых чугунов на абразивный износ показали преимущества износостойких чугунов со специальными карбидами хрома перед чугунами с карбидами цементного типа.

Повышение содержания хрома вызывает существенный рост износостойкости лишь после того, как карбиды M_3C начинают заменяться карбидами M_7C_3 . Замещение атомов железа хромом в карбиде цементного типа не приводит к росту износостойкости чугуна при содержании хрома до 7%. При содержании его в чугуне более 8%, кроме карбидов цементного типа $(Fe, Cr)_3C$, образуются карбиды $(Cr, Fe)_7C_3$, количество которых растет с увеличением концентрации хрома. Увеличение содержания хрома свыше 12% приводит к полной замене карбидов M_3C карбидами M_7C_3 . Этому содержанию соответствует максимальная износостойкость чугуна [2, 5].

Не последнюю роль в повышении износостойкости играет разница в морфологии структуры чугунов с карбидами M_3C и M_7C_3 . Сплошной карбидный каркас чугунов с карбидами ледобуритного типа хуже противостоит изнашиванию, чем разветвленная аустенито-карбидная эвтектика с диспергированной карбидной фазой типа M_7C_3 .

Исследованиями также установлено резкое улучшение обрабатываемости белых чугунов при содержании хрома выше 10%.

Белые чугуны с карбидами типа M_3C образуют непрерывный каркас карбидов в отличие от чугунов, содержащих более 10% Cr, у которых структура состоит из изолированных тригональных карбидов M_7C_3 в аустенито-хромокарбидной эвтектике.

При содержании хрома более 24% в структуре белых чугунов появляются крупные заэвтектические карбиды и повышается твердость металлической основы. Это, тем не менее, несколько снижает износостойкость сплава и приводит к ухудшению обрабатываемости.

Таким образом, для получения высокой износостойкости белых чугунов оптимальным является 13–20% хрома, а по прочностным свойствам наибольшими показателями обладают сплавы эвтектического состава, содержащие 15–18% хрома.

Одним из главных факторов, определяющих износостойкость и другие свойства белых чугунов, является количество карбидной фазы. В распространенных марках износостойких чугунов количество их обычно составляет 20–30% и может достигать до 40–50% или уменьшаться до 10–15%.

Количество карбидов пропорционально содержанию углерода и хрома, но влияние углерода в 20 раз сильнее, т. е. практически углерод является регулятором количества карбидов, так как металлические атомы в карбидах имеют высокую взаимозаменяемость.

В некоторых работах [6, 7] утверждается, что твердость многих материалов определяет их износостойкость независимо от структурного состояния. Испытания белых чугунов не подтверждают этого. При изменении содержания углерода от 1,5 до 4% износостойкость их возрастает в 3 раза, а HRC — всего на 6%. Таким образом, износостойкость белых чугунов определяется не твердостью, а количеством, размерами и формой структурных составляющих и их микротвердостью [8, 9]. Основные структурные составляющие белых чугунов — это карбиды и металлическая основа.

Постановка задач. В работе поставлены задачи создания и внедрения в производство новых составов литейных сплавов системы железо-углерод-хром с пониженным содержанием хрома и никеля (белых чугунов) путем легирования, модифицирования и упрочнения металлосодержащими и полимерными промышленными отходами при плавке, доводке расплавов в печи, поверхностном легировании и термическом упрочнении отливок; детального изучения макро- и микросостава, структуры, образующихся при первичной кристаллизации и особенностей их изменения в процессе термической обработки; изучения особенностей распределения между фазами элементов-примесей, микросостава и природы неметаллических включений, состава и

морфологии образованных ими химических ассоциаций (неметаллических включений и других «вторичных» фаз).

Влияние микросостава на технологические и служебные свойства сплавов. Проводились исследования по разработке экономнолегированных составов белых износостойких чугунов [10-12] взамен высокохромистого с никелем (типа ИЧХ28Н2).

Эксплуатационная стойкость литых изделий начинает формироваться на стадии получения жидкого металла, и поэтому для улучшения его свойств необходимы как совершенствование технологии плавки и плавильного оборудования, так и разработка оптимальных составов и технологии термической обработки литейных сплавов.

Анализ исследуемых сплавов показывает, что оптимальные с точки зрения получения высоких эксплуатационных свойств белые чугуны [10] должны иметь концентрацию хрома в пределах 18,0–22,0%, углерода – 2,8–3,3%, кремния – 0,4–0,7%, марганца – 0,3–0,6%, меди – 0,2–0,6%, никеля – 0,2–0,6%, ванадия – не более 0,4%, меди – до 0,5%, титана – до 0,2%, алюминия – до 0,15%.

Современная металлургия, литейное производство и металловедение располагают возможностью оказывать высокоэффективное воздействие на формирование структуры чугуна, стали и различных сплавов.

Отличительной особенностью этих процессов является мощное влияние чрезвычайно малых добавок в большинстве своем недефицитных и широко распространенных в природе элементов и их соединений. Влияние малых добавок реализуется как посредством их рафинирующего воздействия, так и путем воздействия на состав и строение жидкой и твердой фаз, состав и морфологию неметаллических включений, интерметаллидов, боридов, нитридов, условия кристаллизации, размер первичных и вторичных зерен, состояние их границ.

Новые технологические процессы обработки жидких металлов по-разному влияют на микросостав сплавов и в связи с этим на характеристики материала.

При этом под микросоставом сплава (чугуна, стали) понимается не только содержание в нем основных элементов, но и ряда других элементов – примесей, случайно или преднамеренно введенных в расплав в процессе его раскисления, модифицирования или микролегирования, а также состав и морфология образованных ими химических ассоциаций (неметаллических включений и других “вторичных” фаз).

Именно микросостав сплава определяет степень его чистоты, часто существенно влияя на характер кристаллизации, форму графита в чугуне и неметаллических включений в стали, состав и строение границ зерен и приграничных зон, вид излома, прокаливаемость, обрабатываемость резанием, способность к горячей пластической деформации, свариваемость, коррозионную стойкость, склонность к хрупкому разрушению, т. е. на целую гамму технологических и служебных свойств.

Таким образом, принципиальное отличие микросостава от макросостава состоит в том, что микросостав определяется и зависит не от марки сплава, а от особенностей его производства, от условий выплавки, раскисления, модифицирования и микролегирования.

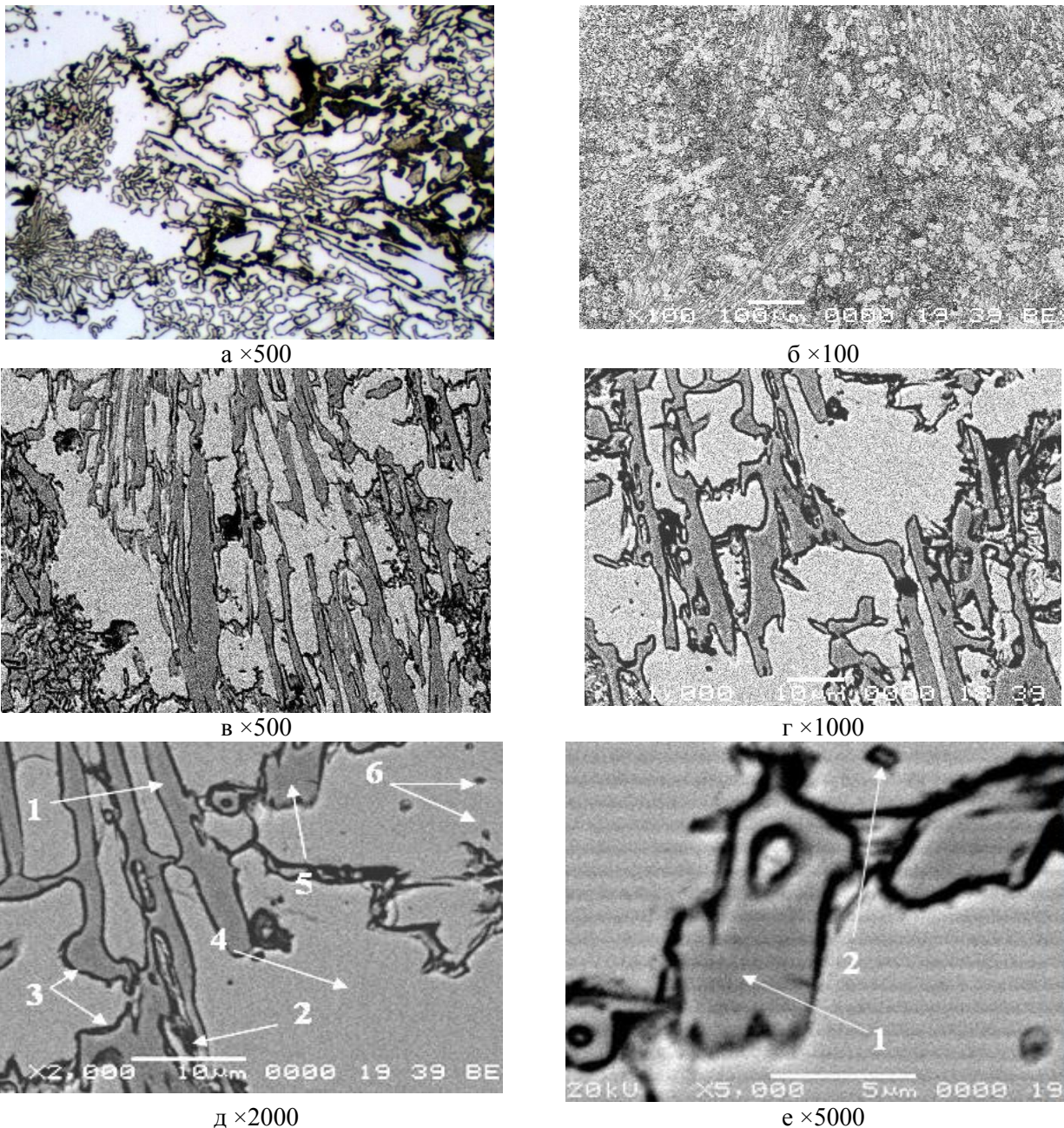
Для изучения микросостава потребовалось проведение исследований методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе JSM-5610LV (фирма JEOL, Япония) с системой электронно-зондового энергодисперсионного рентгеновского анализа. Структуру сплавов фиксировали с использованием детектора вторичных электронов.

При исследовании чугуна на сканирующем электронном микроскопе методом электронно – зондового EDX анализа на детекторе IED 2201 определялись состав и морфология образующихся химических ассоциаций (неметаллических включений и других “вторичных” фаз).

Структура, макро- и микросостав чугуна при первичной кристаллизации. Исследования макро-и микросостава и структуры, как литого чугуна так и на всех стадиях и режимах термической обработки, проводились на образцах следующего состава, масс. %: С – 3,06; Mn – 0,43; Si – 1,07; Cr – 19,89; Cu – 0,20; Ni – 0,27; Mo – 0,30; Al – 0,10, Ti – 0,08; В – 0,13.

В литом состоянии (рис. 1-2) белый чугун (HRC 53 – 57) имеет аустенитную матрицу (поз.4 рис 2г) с содержанием хрома на 4% более низким, чем его среднее содержание в сплаве, и высокой концентрацией (1,17%) растворенного никеля (табл. 1). Удлиненные иглы карбидов (поз.1 рис 1д, поз.1 рис 2а) цементного типа (Fe, Cr)₃C содержат 53,60 % хрома, 38,12 % железа и 6,89 % углерода.

По границам таких карбидов присутствуют участки (поз.2 рис 1д, поз.2 рис 2а), близкие по составу к аустенитной матрице, с повышенным содержанием растворенной меди (2,49 %) и незначительной концентрации никеля.



а – металлографические исследования; б, в, г, д, е – исследования методом сканирующей электронной микроскопии

Рис. 1. - Структура износостойкого чугуна в литом состоянии

Удлиненные иглы карбидов (поз.1 рис 1д, поз.1 рис 2а) имеют окаймровку (поз.3 рис 1д, поз.3 рис 2а) из α -твердого раствора хрома (23,90 %) и других металлических элементов (Si, V, Mn, Ni, Cu, Mo, в сумме 4,89 %) в железе (71,20 %). Близкие по составу но с повышенной концентрацией 2,34 % Cu (вместо 0,79 %), расположенные по полю аустенитной матрицы, обособленные мелкозернистые (размерами менее 0,3 мкм) включения (поз.6 рис 1д, поз.6 рис 2а) содержат сульфиды титана (053 % S, 1,85 % Ti).

По границам аустенитной матрицы (поз.4 рис 1д) встречаются небольшие по площади участки (поз.5 рис 1д, поз.5 рис 2а, поз.1 рис. 1е, поз.1 рис. 2г) перлита.

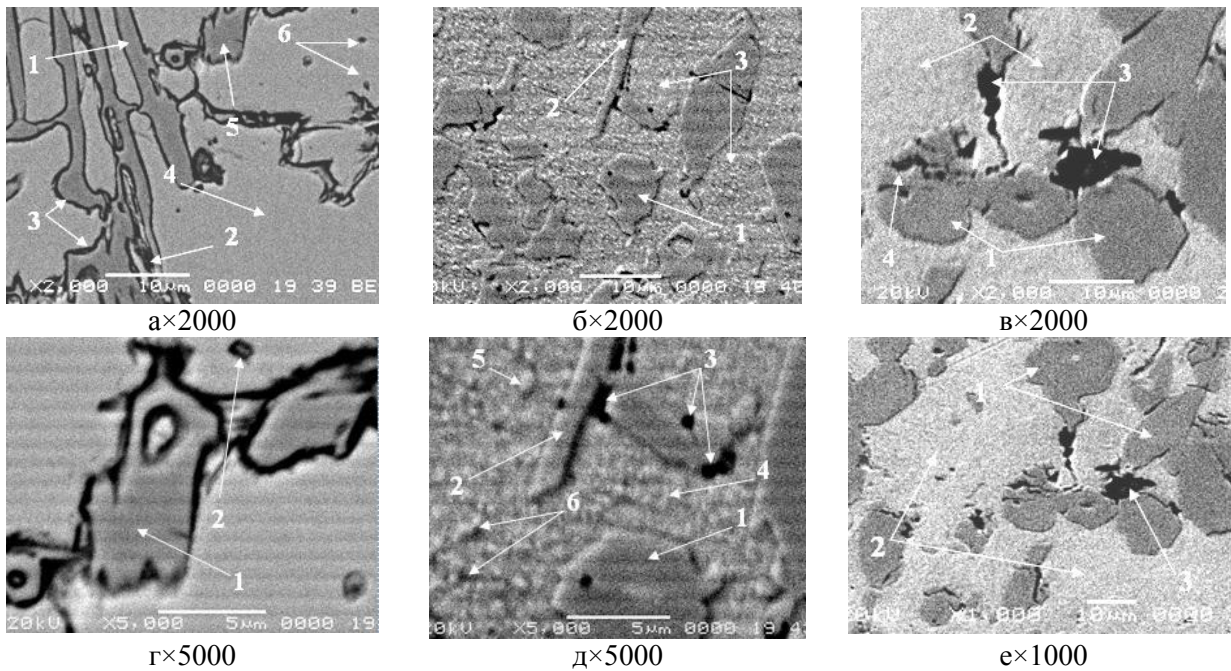
Отмечается присутствие мелких (размерами менее 0,8 мкм) карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ (поз.2 рис. 1е, поз.2 рис. 2г) с наличием в составе фосфора (0,29 %).

Необходимо отметить, что наличие в структуре основы даже небольшого количества мягких продуктов распада аустенита резко снижает износостойкость белых чугунов. Именно этим определяется необходимость наличия в определенных концентрациях легирующих элементов в белых чугунах.

Изменение химического состава и морфологии металлической основы в процессе отжига экономнолегированного износостойкого чугуна.

Отжиг принципиально изменяет макро- и микросостав включений белых чугунов. В отожженном от 850°C (HRC 41 – 42) состоянии матрица (рис. 2) перлитная (поз.3 рис. 2б и поз.4 рис. 2д) с высоким (табл. 2) содержанием хрома (14,79 %). Карбиды (поз.5 рис. 2д и поз.6 рис. 2д) в ферритокарбидной смеси близки к тригональным карбидам $(Fe, Cr)_7C_3$.

Карбиды компактной формы (поз.1 рис. 2б и поз.1 рис. 2д) цементного типа $(Fe, Cr)_3C$ содержат 53,69 % хрома, 37,42 % железа и 6,95 % углерода (табл. 2).



а, г – литое состояние (HRC 53 – 57), б, д – в отожженном (850°C) состоянии (HRC 41–42), в, е – в отожженном (1080°C) состоянии (HRC 30–37)

Рис. 2. - Структура износостойкого чугуна в отожженном состоянии

Образуются при отжиге удлиненные иглы карбонитридов (поз.2 рис.2б и поз.2 рис. 2д) из-за высокой диффузионной активности растворенных в чугуне элементов (в первую очередь азота). В составе нитридов содержатся наиболее активные к нитридообразованию элементы: Ti, V, Mo, Al, Cr (табл. 2).

Дифференцируются также комплексные нитридокарбидные выделения (поз.3 рис. 2е) размерами не более 2 мкм. В составе нитридов содержатся наиболее активные к нитридообразованию элементы: Ti, Mo, Al, Cr (табл. 2).

В отожженном от 1080°C состоянии (HRC 30 – 37) матрица) представляет собой α -твердый раствор хрома (11,93 %) и других металлических элементов (Al, Si, V, Mn, Ni, Cu, в сумме 4,54 %) в железе (83,50 %). В литом состоянии подобные участки присутствовали только в виде окаймовки (поз.3 рис. 1д) по границам удлиненных игл карбидов (поз.1 рис. 1д) цементного типа $(Fe, Cr)_3C$. В отличие от литого в отожженном от 1080°C состоянии в подобных включениях наблюдается пониженное содержание хрома (11,93 % вместо 23,90 %) и отсутствует в составе молибден.

Карбидные включения, предпочтительно Cr_4C , имеют более компактную форму, ближе к округлым с высоким содержанием хрома (57,40 %). В виде пластинок в карбидах присутствуют участки, близкие по составу к аустенитной матрице литого чугуна. Прилегающие к таким пластинкам выделения кубического карбида $(Cr, Fe)_{23}C_6$ содержат дополнительно Cu, Al и P.

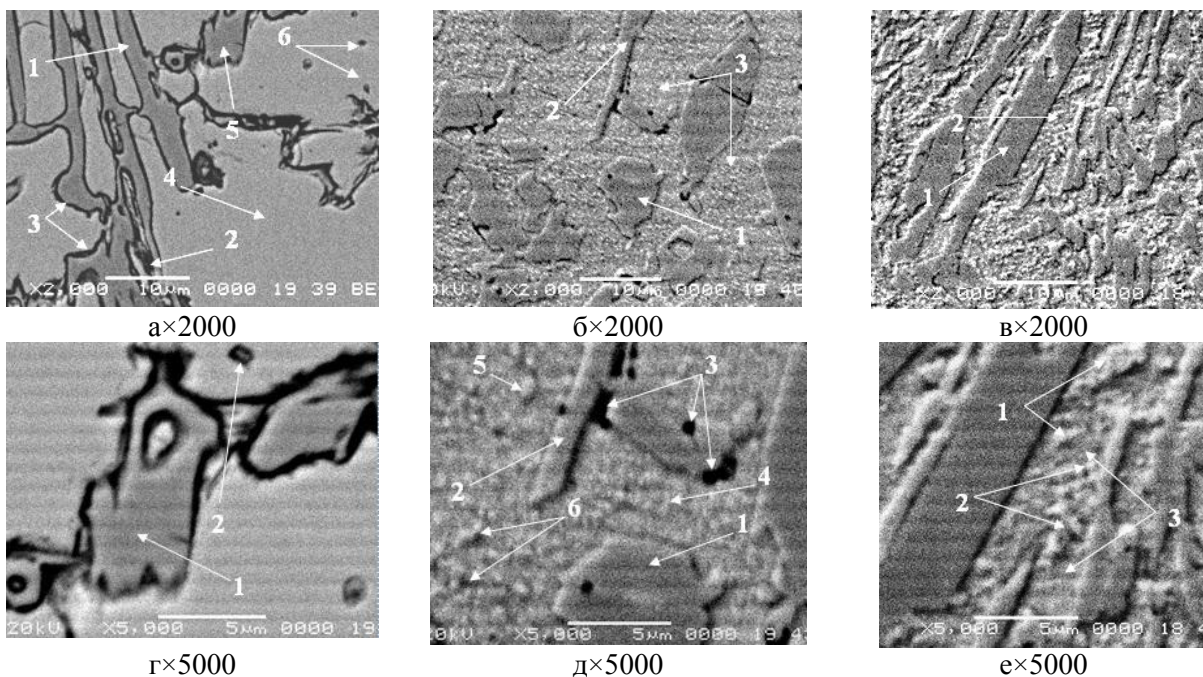
Микросостав металлической основы износостойкого чугуна

литое состояние (HRC 53 – 57)	в отожженном (850°C) состоянии HRC 41–42	в отожженном (1080°C) состоянии (HRC 30–37)
поз.4 рис 2а–аустенитная матрица	поз.3 рис. 2б и поз.4 рис. 2д–перлитная матрица	матрица (α -твердый раствор хрома (11,93 %) и других металлических элементов (Al, Si, V, Mn, Ni, Cu, в сумме 4,54 %) в железе (83,50 %))
C – 2,16; Al – 0,31; Si – 0,66 P – нет; S – нет; Ti – 0,02; V – 0,43; Cr – 14,08; Mn – 2,33; Fe – 78,62; Ni – 1,17; Cu – 0,22 ; Mo – нет; N – нет	C – 3,42; Al – 0,27; Si – 0,93; P – 0,19; S – нет; Ti – нет; V – 0,31; Cr – 14,79; Mn – 0,69; Fe – 79,39; Ni – нет; Cu – нет; Mo – нет; N – нет	C – нет; Al – 0,15; Si – 0,83; P – нет; S – 0,03; Ti – 0,23; V – 0,13; Cr – 11,93; Mn – 1,87; Fe – 83,50; Ni – 0,78; Cu – 0,55; Mo – нет; N – нет

Образуются при отжиге комплексные нитридосульфидные выделения из-за высокой диффузионной активности растворенных в чугуне элементов (в первую очередь азота). В составе нитридов содержатся наиболее активные к нитридообразованию элементы: Ti, V, Mo, Al, Cr

Поведение карбидообразующих элементов при структурных превращениях в процессе термического упрочнения экономнолегированных износостойких чугунов.

Отжиг при 850°C, закалка и отпуск при 200°C чугуна (табл. 2) приводит к изменению фазового состава (рис. 3). Чугун (HRC 58,5 – 61) имеет аустенитную основу (поз.2 рис 3в) с содержанием хрома на 8% более низким, чем его среднее содержание в сплаве, и высокой концентрацией (2,67%) растворенной меди (табл. 2). Основа содержит отличающиеся по содержанию хрома вторичные дисперсные выделения карбидов: преимущественно орторомбического карбида (Fe, Cr)₃C (поз.1 рис 3е, поз.2 рис 3е, поз.3 рис 3е) с концентрацией хрома в пределах 14,65 % (поз.3 рис 3е) – 39,43 % (поз.1 рис 3е).



а, г – литое состояние (HRC 53 – 57), б, д – в отожженном (850°C) состоянии (HRC 41–42), в, е – после отжига при 850°C, закалки от 980°C (воздух) и отпуска при 200°C (HRC 58,5 – 61)

Рис. 3.- Структура износостойкого чугуна в термически обработанном состоянии

Образуются удлиненные и компактные карбонитридные выделения (поз.1 рис. 3в). В составе нитридов содержатся 0,81 % ванадия (табл. 2).

Отжиг при 940°C, закалка и отпуск при 200°C чугуна приводит к изменению фазового состава.

В отпущенном состоянии чугун (HRC 54,5 – 62) имеет аустенитную основу с высокой концентрацией растворенных меди и никеля (Ni – 2,33%, Cu – 3,99%). Основа содержит вторичные дисперсные выделения: тригональных карбидов (Cr, Fe)₇C₃ и карбонитридов близких к M₂₃C₆ с содержанием 0,86 % азота.

В аустенитной основе присутствуют в качестве упрочняющей фазы участки нитридов (преимущественно титана и хрома) размером до 2 мкм.

Образуются удлиненные и компактные выделения кубического карбида (Cr, Fe)₂₃C₆, на границах которых с металлической основой образуются небольшие по площади участки перлита.

Отпуск при 200°C предварительно закаленного (подвергнутого отжигу при 1080 °C) чугуна приводит к изменению фазового состава.

В отпущенном состоянии (HRC 59,5 – 62) присутствуют крупные выделения карбида (Fe, Cr)₃C₂ с высокой концентрацией хрома (45,86), в объеме которых находятся небольших размеров компактные карбонитридные включения.

С включениями карбида (Fe, Cr)₃C₂ соседствуют карбонитридные участки близкие по составу к тригональным карбидам (Cr, Fe)₇C₃ с 3,18 %N₂, в составе которых растворено 4,47 % Cu.

Таблица 2.

Микросостав карбидных включений износостойкого чугуна

литое состоянии (HRC 53 – 57)	в отожженном (850°C) состоянии (HRC 41–42)	после отжига(850°C), закалки от 980°C (воздух) и отпуска при 200°C (HRC 58,5 – 61)
<p>поз.1 рис 3г–орторомбические карбиды (Fe, Cr)₃C: C – 6,89; Cr – 53,60; Mo – нет, Al – нет, Ti – 0,02;</p> <p>поз.2 рис 3а–включения, близкие по составу к аустенитной матрице, но с повышенным содержанием меди (2,49 %): C – 1,64; Cr– 12,84; Mo – нет, Al – нет, Ti – 0,27;</p> <p>поз.3, 6 рис 3а– α-твердый раствор: C – нет; Cr – 18,60-23,90; Mo 0-0,68; Al – 0,09-0,31; Ti – 0-1,85;</p> <p>поз.5 рис 3а и поз.1 рис. 3г – перлитные участки: C – 2,73; Cr – 12,90; Mo – 0,46, Al – нет, Ti – 0,04;</p> <p>поз.2 рис 3г– кубические карбиды (Cr, Fe)₂₃C₆: C – 4,74; Cr – 27,93; Mo – нет, Al – нет, Ti – нет.</p>	<p>поз.3 рис. 3б и поз.4 рис. 3д – перлитная матрица: C – 3,42; Cr– 14,79; Mo – нет, Al – 0,27; Ti – нет;</p> <p>поз.5, 6 рис. 3д– карбиды тригонального типа (Fe, Cr)₇C₃: C – 9,83-10,94; Cr–14,71-24,03; Mo – 0-0,41; Al – 0,10-0,26; Ti – 0-0,02;</p> <p>поз.1 рис 3б и поз.3д рис. е– орторомбические карбиды (Fe, Cr)₃C: C – 6,95; Cr – 53,69 % ; Mo – 0,07; Al – нет; Ti – 0,30;</p> <p>поз.2 рис.3б и поз.2 рис. 3д– карбонитриды(содержат Ti, V, Mo, Al, Cr): C – 7,90; N – 3,57; Cr – 35,18; Mo – 0,11; Al – 0,02; Ti – 0,36;</p> <p>поз.3 рис. 3д– нитридокарбидные включения : C – 14,61; N – 7,29; Cr – 11,56; Mo – 1,08, Al – 3,93; Ti – 1,08.</p>	<p>поз.2 рис 3в– аустенитная основа: C – 1,80; Cr – 9,9; Mo – 0,68, Al – 0,24; Ti – нет;</p> <p>поз.1, 2, 3 рис 3е– орторомбические карбиды (Fe, Cr)₃C: C – 6,97-7,20; Cr – 14,65-39,43; Mo – 0-0,90, Al – 0-0,16; Ti – 0,06-0,19;</p> <p>поз.1 рис. 3в – карбонитридные включения: C – 7,12; N – 3,98; Cr – 46,84; Mo – нет, Al – 0,06; Ti – 0,02;.</p>

В объеме карбонитридных участков дифференцируются светлые выделения кубических карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и темные выделения тригональных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$ с незначительным присутствием в составе включений нитридов ванадия.

В карбонитридных участка присутствуют вытянутые включения, представляющие собой твердый раствор хрома (12,53 %) и других металлических элементов (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo, в сумме 7,60 %) в железе (79,83 %).

Выводы. Установлены закономерности формирования структуры и свойств сплавов системы железо-углерод-хром с пониженным содержанием хрома и никеля (белых чугунов), зависящих от условий первичной кристаллизации, определяемой химическим составом, и режимов термической обработки, выплавленных с использованием в качестве шихтовых материалов легирующих и модифицирующих добавок металлосодержащих техногенных отходов; для деталей, эксплуатируемых в литом состоянии с твердостью не менее HRC 61, не подвергаемых термической обработке, разработан чугун с аустенитной матрицей с включениями кубического карбида $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и в качестве упрочняющей фазы присутствием кристаллических включений карбидов и нитридов титана; для деталей, подвергаемых термической обработке и эксплуатируемых в абразивной среде при наличии ударных нагрузок – износостойкий чугун с выделениями (после отпуска при 200°C предварительно закаленного и подвергнутого отжигу при 1080 °C) карбида $(Fe, Cr)_3C_2$ с высокой концентрацией хрома (45,86%), в котором находятся небольших размеров компактные карбонитридные включения, когда с включениями карбида $(Fe, Cr)_3C_2$ соседствуют карбонитридные участки, близкие по составу к тригональным карбидам $(Cr, Fe)_7C_3$ с 3,18 %N₂, в составе которых растворено 4,47 % Cu, в объеме карбонитридных участков дифференцируются выделения кубических $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и тригональных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$ с незначительным присутствием в составе включений нитридов ванадия, а также вытянутые включения, представляющие собой твердый раствор хрома (12,53 %) и других металлических элементов (Al, Si, Mn, Ni, Cu, Mo, в сумме 7,60 %) в железе (79,83 %).

Список использованных источников

1. Костецкий, Б. И. Износостойкость металлов / Б. И. Костецкий. – М. : Машиностроение, 1980. – 52 с.
2. Ципин, Н. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Н. И. Ципин. – М. : Metallurgy, 1983. – 176 с.
3. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко, П. Г. Приступа. – М. : Metallurgy, 1978. – 232 с.
4. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов. – 2-е изд. – М. : Metallurgy, 1976. – 558 с.
5. Крутилин, А. Н. Первичные карбиды в хромистых сталях / А. Н. Крутилин, Н. И. Бестужев, А. Н. Бестужев // Литье и металлургия. – 2006. – № 1. – С. 41–44.
6. Ткачев, В.Н. Исследование механизма абразивного изнашивания металлов и сплавов / В.Н. Ткачев // Индукционная наплавка износостойких сплавов : сб. ст. / под общ. ред. В.Н. Ткачева ; Науч.-исслед. ин-т технологии машиностроения. – Ростов н/Д, 1963. – С. 57–103.
7. Хрущев, М. М. Исследование изнашивания металлов / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. – М. : АН СССР, 1980. – 171 с.
8. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов / М.Е. Гарбер [и др.] // Металловедение и терм.обработка металлов. – 1968. – № 11. – С. 48–52.
9. Гарбер, М. Е. Основы подбора составов и структуры износостойких отливок из белого чугуна / М. Е. Гарбер, И. И. Цыпин // Литейное производство. – 1970. – № 2. – С. 2-6.
10. Гарост, А. И. Оптимизация составов и технологии выплавки износостойких чугунов / А. И. Гарост // Литье и металлургия. – 2004. – № 2. – С. 25–32.
11. А. с. 1721113 СССР : МКИ С 22 С 37/06. Чугун / Гарост А. И., Дурандин В. Ф., Урбанек Ж. М. / Белор. технол. ин-т. – № 4823180/02; заявл. 07.05.90; опубл. 23.03.92, Бюл. № 11.
12. Гарост, А. И. Железоуглеродистые сплавы: структурообразование и свойства / А. И. Гарост. – Минск: Беларус. навука, 2010. – 252 с.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2017

УДК 666.914

Ю.Г. Гасан, О.В. Дроздова*Київський національний університет будівництва та архітектури***ХІМІЧНИЙ РОЗЧИН ДЛЯ ГІДРОФОБІЗАЦІЇ БУДІВЕЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ГІПСОВОЇ В'ЯЖУЧОЇ РЕЧОВИНИ, СПОСІБ ОБРОБКИ ТАКИХ ВИРОБІВ**

В статті наведені результати досліджень гідрофобізації будівельних матеріалів на основі гіпсової в'язучої речовини хімічним розчином, що містить сірку і діоксид титану. Розглянуто вплив такого розчину, що був нанесений різними способами.

Ключові слова: гідрофобізація, гіпс, сірка, діоксид титану, водостійкість.

Форм. 1. Табл. 1. Літ. 2

Ю.Г. Гасан, О.В. Дроздова**ХИМИЧЕСКИЙ РАСТВОР ДЛЯ ГИДРОФОБИЗАЦИИ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ГИПСОВОГО ВЯЖУЩЕГО ВЕЩЕСТВА**

В статье приведены результаты исследований гидрофобизации строительных материалов на основе гипсового вяжущего вещества химическим раствором, содержащим серу и диоксид титана. Рассмотрено влияние такого раствора, который был нанесен различными способами.

Ключевые слова: гидрофобизация, гипс, сера, диоксид титана, водостойкость.

Y.G. Hasan, O.V. Drozdova**CHEMICAL SOLUTION FOR THE HYDROPHOBIZATION OF BUILDING MATERIALS BASED ON GYPSUM BINDERS, METHOD FOR PROCESSING OF SUCH EQUIPMENT**

The article presents the results of studies of the hydrophobization of building materials based on gypsum binders with a chemical solution containing sulfur and titanium dioxide. The influence of such a solution, which was applied by various methods, is considered.

Key words: hydrophobization, gypsum, sulfur, titanium dioxide, water resistance.

Постановка проблеми. В результаті багаторічних інтенсивних досліджень властивостей елементної сірки показано необхідність розробки нових шляхів її застосування, що вимагає проведення повніших досліджень характеристик із застосуванням сучасної наукової апаратури. Великі наукові очікування в цій області покладаються на розвиток нанотехнологій. Є досить актуальною розробка методів використання добре відомих цінних властивостей сірки, таких як бактерицидність і гідрофобність. В прогресивних країнах світу більше 20% будівельних компаній активно застосовують у своїй роботі різні матеріали створені з використанням нанотехнологій.

В останні роки були проведені дослідження по розробці спеціальних розчинів для обробки легких бетонів з застосуванням нанорозмірої елементної сірки д.т.н. Массалімовим І. А. та його учнями. Але використання таких розчинів має певні недоліки, такі як складність технології, висока вартість та інші.

Зараз існує велика кількість різних захисних покриттів для будівельних матеріалів, проте більшість з них зберігають свої захисні властивості протягом певного, досить короткого часу (2-3 роки). Всім відома необхідність повторного нанесення захисних матеріалів на фасади будівель через руйнування попереднього захисного шару.

Головним при розробці гіпсових виробів є забезпечення необхідної водостійкості, щоб в подальшому уникнути руйнування виробів від атмосферних впливів і агресивних середовищ.

Мета роботи. В основу проведених досліджень була поставлена мета розробки гідрофобізуючого розчину для обробки виробів на основі гіпсової в'язучої речовини.

Результати досліджень. Як засіб довготривалого захисту будівельних матеріалів випробовували хімічний розчин на основі нанорозмірної сірки та нанорозмірного діоксиду титану. Роблений розчин за рахунок додавання нанорозмірного діоксиду титану дозволяє зменшити кількість сірки у розчині та отримати більш світлий колір виробів після обробки із забезпеченням водостійкості виробів.

Обробку здійснюють при кімнатній температурі. Склад одержують у такий спосіб: до порошку сірки змішаного зі спиртом додають діоксид титану, і розбавляють до необхідної концентрації водою.

Частинки сірки і діоксиду титану мають округлу плоску форму, поперечний розмір частинок становить 50-200 нм. Дослідження показали, що ці частинки добре утримуються на зовнішній поверхні пор, надають матеріалу гідрофобність. В результаті обробка заявленим складом

призводить до тривалого і істотного поліпшення експлуатаційних характеристик будівельних матеріалів на основі гіпсової в'язучої речовини.

У таблиці 1 наведено дані для зразків виготовлених на основі гіпсової в'язучої речовини, що вказують на істотне поліпшення її основних, визначальних термін служби, характеристик (табл.1).

Таблиця 1

Показники зразка виготовленого на основі гіпсової в'язучої речовини після обробки контрольним складом розчину

Фізико-механічні показники	Не оброблений зразок	5 шарів розч. нанес. пензл.	Розпилення	Занурення, 2 год	Занурення, 4 год	Занурення, 6 год
Міцність на стиск, МПа (Г10)	10,0	10,1	10,1	10,1	10,1	10,2
Міцність при згині, МПа	4,5	4,5	4,5	4,5	4,5	4,5
Коефіцієнт розм'якшення	0,4	0,81	0,81	0,63	0,82	0,83
Морозостійкість	-	25	25	-	25	25

Контрольний склад хімічного розчину містить компоненти в співвідношенні, мас. %: нанорозмірна сірка 10, нанорозмірний діоксид титану 10, одноатомні спирти 0,05, решта вода.

Експеримент по гідрофобізації розробленим хімічним розчином, залежно від кількості нанесених шарів чи часу просочення, показав високі значення коефіцієнту розм'якшення виробів, що знаходиться в межах 0,6...0,82 (табл.1).

Також, встановлено, що глибина проникнення розчину в структуру зразка залежить від кількості шарів покриття. В результаті 5-кратного нанесення розчин проникає на глибину до 10 мм.

Розроблений розчин дозволяє досягти водостійкості виробів на основі гіпсових в'язучих речовин не тільки для відносно невеликих розмірів шляхом їх занурення, але і для обробки пензлем або пульверизатором великих конструкцій і елементів будівель. Також використання сірки як гідрофобізатора дозволяє отримати такі властивості як бактерицидність, стійкість до біологічних чинників руйнування виробів.

Висновки:

1. Обробка розробленим просочувальним розчином забезпечує морозостійкість будівельних матеріалів за рахунок утворення в порах нанорозмірного покриття з частинок сірки і титану, що мають високу адгезію і стійкістю до дії води і хімічних речовин.

2. Запропонований метод простий і тому доступний для широкого застосування: обробку можна проводити різними способами - зануренням, щіткою або пульверизатором при кімнатній температурі. Ступінь захисту можна регулювати, змінюючи тривалість і кратність обробки.

3. Просочувальний розчин має високу здатність проникати в найдрібніші пори, а неорганічна природа покриття є основою для ефективного та універсального довготривалого захисту.

4. Використання такого просочувального складу дозволяє: істотно підвищити довговічність будівельних матеріалів і виробів, а також експлуатаційний термін існуючих будівель і споруд.

Література:

1. Гасан Ю.Г., Дроздова О.В., Тарасевич В.І. Модифікація і дослідження композиційних матеріалів на основі гіпсової в'язучої речовини з високим вмістом золи винесення ТЕС / Гасан Ю.Г., Дроздова О.В., Тарасевич В.І. // Наукове видання «Вісник ОДАБА», випуск №57, 2015 рік – С.171–176.

2. Патент RU 2001115466, опубл. 20.05.2003, Состав для обработки строительных материалов / Массалимов Исмаил Александрович (RU), Бабков Вадим Васильевич (RU), Мустафин Ахат Газизьянович (RU)

Стаття надійшла до редакції 27.04.2017

УДК 621.762.5: 669.295.5

Т.П. Гребенок, Д.М. Бродніковський, А.І. Іценко, М.С. Ковальченко
Інститут проблем матеріалознавства імені І. М. Францевича НАН України
ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВИПРОБУВАННЯ НА БІАКСІАЛЬНИЙ
ВИГІН КАРБІДНОЇ СИСТЕМИ TiC-VC-Mo₂C-NbC

Досліджено мікроструктури карбідної системи TiC-VC-Mo₂C-NbC. Встановлено, що мікроструктура сплавів є гомогенною, дрібнозернистою і складається із твердого розчину ванадію, ніобію, молібдену на основі карбиду титану. Визначено границю міцності на вигин методом двоісного вигину.

Ключові слова: твердий розчин, карбідна система, біаксіальний вигин, спікання.

Т.П. Гребенок, Д.Н. Бродниковский, А.И. Иценко, М.С. Ковальченко
ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ИСПЫТАНИЕ НА БИАКСИАЛЬНЫЙ
ИЗГИБ КАРБИДНОЙ СИСТЕМЫ TiC-VC-MO₂C-NbC

Исследованы микроструктуры карбидной системы TiC-VC-Mo₂C-NbC. Установлено, что микроструктура сплавов является гомогенной, мелкозернистой и состоит из твердого раствора ванадия, ниобия, молибдена на основе карбида титана. Определена граница прочности на изгиб методом двосного изгиба.

Ключевые слова: биаксиальный изгиб, спекание, твердый раствор, карбидная система.

T.P. Hrebenok, D.N. Brodnikovskij, A.I. Itsenko, M.S. Kovalchenko
INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURE AND TEST ON BIAXIAL BENDING OF
THE TiC-VC-MO₂C-NbC CARBIDE SYSTEM

Microstructures of TiC-VC-Mo₂C-NbC hard solution were investigated. It was determined that the hard solution microstructures are homogeneous, fine-grained and they consist of vanadium, niobium and molybdenum carbides solid solution on the base of titanium carbide. Biaxial test bending (ball – on – ball) was determined.

Keywords: biaxial test bending (ball – on – ball), sintering, solid solution, carbide system.

Постановка проблеми. Порошкова металургія вимагає створення нових сучасних матеріалів, які забезпечують високий рівень роботи деталей в умовах інтенсивного зношування. Багаторічні дослідження в галузі безвольфрамових твердих сплавів, відомих у всьому світі як кермети, показали, що головним фактором, який впливає на структуру та фізико-механічні властивості твердих сплавів є технологія їх отримання [1]. Відомим є той факт, що система TiC-VC-Mo₂C-NbC була запропонована у 1949 році Кіффером та Кьольблем [2] та доведено, що в межах вмісту 45-65% TiC, 5-10% VC, 3-25% NbC, 1-20% Mo₂C утворюється твердий розчин, що має кубічну решітку. Тверді розчини такого складу є гомогенними [3], а температура утворення складних карбідів в даній системі – 1500°C. Ці тверді розчини отримували методом гомогенізації одночасно усіх карбідів, але не було зроблено жодної спроби отримати тверді розчини на основі карбиду титану, попередньо отримавши твердий розчин легуючих карбідів, а саме карбідів ванадію, ніобію, молібдену.

Мета роботи – вивчити структуру, фазовий склад, характер руйнування складних карбідів системи TiC-VC-Mo₂C-NbC, отриманої за різними технологіями, проаналізувати вплив технології отримання на границю міцності при біаксіальному вигині.

Проведено дослідження характеру мікроструктури карбідної системи TiC-5VC-5Mo₂C-5NbC (мас. %). Для виявлення впливу технології одержання складних карбідів на їх мікроструктуру зразки для дослідження готували за трьома технологічними методами. Перший технологічний варіант включав такі основні операції: приготування шихти, подрібнення у кульковому млині в середовищі етилового спирту протягом 72 годин, холодне пресування та гаряче пресування при 1550°C протягом 30 хвилин. Другий варіант включав операцію попереднього отримання твердого розчину легуючих карбідів, взятих у рівних масових частках (33,33%) методом спікання у вакуумі при 1600°C протягом 2 годин, потім введенням карбиду титану з наступним спіканням при температурі 1550 °C протягом 30 хвилин. Третій варіант включав також операцію попереднього отримання твердого розчину легуючих карбідів, взятих у рівних масових частках (33,33%) методом спікання у вакуумі при 1600 °C протягом 2 годин, потім введенням карбиду титану з наступним гарячим пресуванням при температурі 1550 °C протягом 30 хвилин.

Для отримання складних карбідів були використані порошки карбідів титану, ванадію, молібдену та ніобію марки „Ч” виробництва Донецького заводу хімічних реактивів. Хімічний склад та період гратки порошоків наведені у таблиці 1.

Характеристика вихідних порошків

№	Найменування матеріалу	Хімічний склад, мас.%						Період гратки, нм
		Me	C _{заг.}	C _{вил.}	N	O	S	
1	Карбід титану ТУ 036462-74	79,8	19,5	0,27	–	0,31	<0,003	$a=0,43205$
2	Карбід ванадію ТУ 036462-74	81,5	17,2	0,90	–	0,25	<0,003	$a=0,4300$
3	Карбід молібдену ТУ 036462-74	93,4	6,1	0,15	–	0,20	<0,003	$a=0,47320$ $c=1,5767$
4	Карбід ніобію ТУ 036462-74	91,2	8,7	0,15	0,12	0,03	<0,003	$a=0,44675$

Було проведено випробування на біаксіальний вигин та отримано високий рівень границі міцності (таблиця 2). Випробування на чотирьохточковий вигин довгий час були основним методом випробувань на міцність скла та керамічних матеріалів. Але виготовлення зразків для випробування на чотирьохточковий вигин потребують значних зусиль для того, щоб уникнути дефектів на ребрах, які ініціюють руйнування за низьких напружень. Наявність поверхневих дефектів, різниця в технології виготовлення зразків для випробування балки на вигин може понизити значення міцності високоміцної кераміки у два рази, через те, що розміри дефектів в об'ємі малі і напруження руйнування буде визначатися станом поверхні [4]. За цією причиною набирає популярності при випробуваннях на міцність випробування на біаксіальний вигин [5-8]. Випробування на біаксіальний вигин не чутливі до краєвих пошкоджень, через те, що напруження зосереджуються у центральній частині зразка і зменшуються на його краях. Крім того, при відпрацюванні технологій, нові матеріали в лабораторних умовах часто отримуються у вигляді тонких дисків, з яких не можливо виготовити зразки стандартних розмірів, довжина яких сягає 45 і більше мм. Розмір же зразків для випробування на біаксіальний вигин за даними [5] обмежується тільки розміром структурного елементу самого матеріалу, тобто вимогою, щоб навантаження охоплювалась достатня кількість структурних елементів (в даному випадку – зерен).

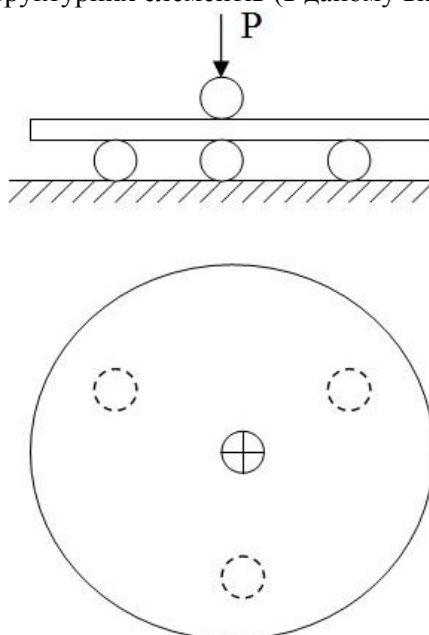


Рис. 1. - Схема пристрою для випробування на біаксіальний вигин

Методика: зразок у формі диску діаметром 14-16 мм та товщиною до 2 мм симетрично встановлювали на три кулі, які утворюють рівнобічний трикутник та описуються колом діаметром 10 мм. Зверху, по центру, зразок навантажували за допомогою однієї кулі.

Розрахунок напруження біаксиального вигину σ_{\max} здійснювали за формулою:

$$\sigma_{\max} = [3P(1+\nu)/4\pi t^2] \{ 1+2\ln(a/b)+[(1-\nu)/(1+\nu)] [1-(b^2/2a^2)](a/R)^2 \}$$

де: P – навантаження, Н; ν – коефіцієнт Пуасона; t – товщина зразка, мм; a – радіус кола куль, які підтримують зразок, мм; $b = t/3$ – ефективний радіус контакту у точці навантаження, мм; R – радіус зразка, мм.

Таблиця 2

Границя міцності на біаксиальний вигин

Склад	Технологія	Температура, °C	Метод отримання	Час витримки, хв	Границя міцності на біаксиальний вигин, σ_{\max} , МПа
TiC+(VC+Mo ₂ C+NbC)	Попередній синтез твердого розчину легуючих карбідів VC, NbC, Mo ₂ C спіканням у вакуумі 10 ⁻¹ при 1600°C протягом 2 годин.	1550	Спікання	30	2211,24
TiC+VC+Mo ₂ C+NbC	Суміш всіх карбідів	1550	Гаряче пресування	30	1798,12
TiC+(VC+Mo ₂ C+NbC)	Попередній синтез твердого розчину легуючих карбідів VC, NbC, Mo ₂ C спіканням у вакуумі 10 ⁻¹ при 1600°C протягом 2 годин.	1550	Гаряче пресування	30	2107,75

Загальновідомим є той факт, що карбіди є крихкими, але вдалося отримати високі властивості за рахунок того, що при більш високій температурі спікання та гарячого пресування відбувається утворення твердих розчинів.

За даними Кіффера та Новотного [3] твердий розчин подвійної карбідної системи TiC–VC утворюється при температурі 1500°C протягом двох годин і відбувається повна взаємна розчинність. У системі TiC–NbC твердий розчин утворюється у вакуумі при температурі 2100°C та ці карбіди є повністю взаємно розчинними. Для системи TiC–Mo₂C необхідно виконати прогартовування у водні у діапазоні температур 1500-2000°C, але розчинність TiC в Mo₂C є незначною. У системі VC–NbC утворення твердого розчину відбувається протягом трьох годин при температурі 2100°C. Для системи VC–Mo₂C твердий розчин утворюється при температурі 1600°C, але розчиняється лише близько 76% (за масою) Mo₂C в VC і при високотемпературному спіканні такі тверді розчини розпадаються. У системі NbC–Mo₂C карбід ніобію розчиняє лише до 55% (за масою) карбіду молібдену та температура отримання твердих розчинів у даній системі становить 2100°C, система є нерівноважною.

У даній роботі досліджується полікарбідна система, інформація щодо утворення твердих розчинів в якій у літературних джерелах відсутня. Було встановлено, що вже при температурі 1550°C при гарячому пресуванні з навантаженням в 1 тону протягом 30 хвилин відбувається утворення твердого розчину на основі карбіду титану. Легуючі карбіди VC, Mo₂C, NbC вводили у карбід титану відповідно у кількості 5% (за масою). Дані таблиці 2 показують, що було отримано зразки з високим рівнем границі міцності на біаксиальний вигин. Тому можна зробити висновок, що зміцнення карбідного скелету відбувається за рахунок проведення операції попереднього синтезу легуючих карбідів та наступної операції подрібнення та введення карбіду титану до даної суміші.

Проведено дослідження мікроструктури отриманих зразків на мікроскопі "Superprobe-733" (рис. 2), які показали, що отримана структура є однорідною, дрібнозернистою, двохфазною, де світлою фазою є карбід з найбільшою густиною, у даному випадку ним являється карбід ніобію, густина якого становить $7,78 \text{ г/см}^3$ за даними Кіффера [3], а темною фазою – карбід титану, густина якого відповідно складає $4,93 \text{ г/см}^3$.

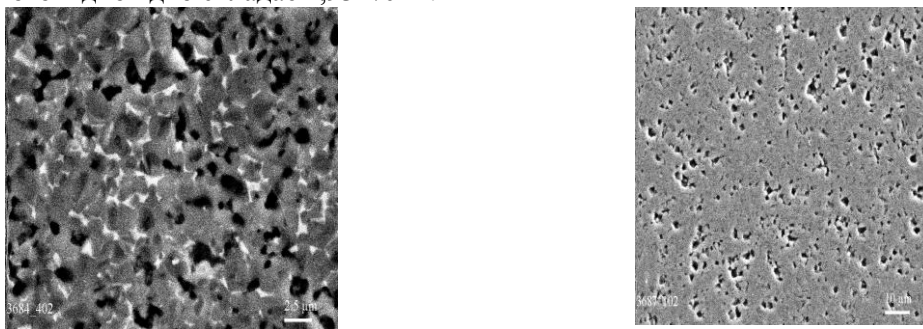


Рис. 2. - Мікроструктури зразків карбідної системи $\text{TiC-VC-Mo}_2\text{C-NbC}$, отриманої методом спікання у вакуумі при 1550°C протягом 30 хвилин з попереднім синтезом твердого розчину легуючих карбідів VC , NbC , Mo_2C у вакуумі 10^{-1} при 1600°C протягом 2 годин (а) та отриманої методом гарячого пресування при 1550°C протягом 30 хвилин

На рис. 3 та 4 наведено фрактограми карбідної системи, отриманої методами гарячого пресування та спікання, з яких видно, що руйнування даної системи має транскристалітний характер.

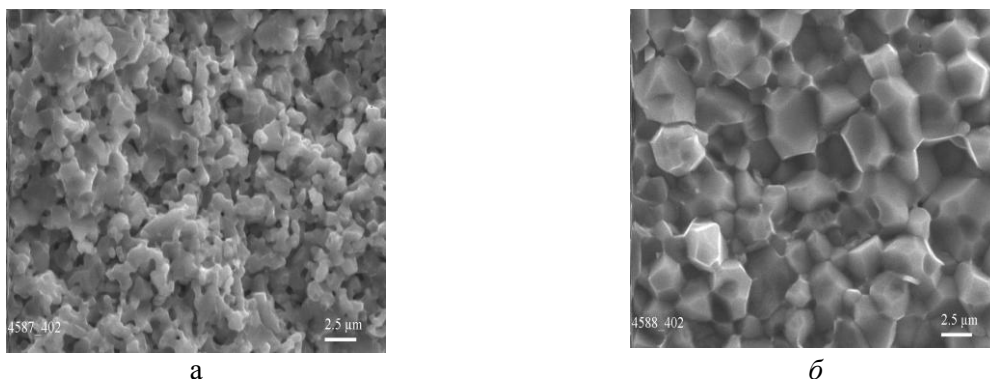


Рис. 3. - Фрактограми карбідної системи $\text{TiC-VC-Mo}_2\text{C-NbC}$, отриманої методами спікання у вакуумі при 1550°C протягом 30 хвилин (а) та гарячого пресування при 1550°C протягом 30 хвилин (б) з попереднім синтезом твердого розчину легуючих карбідів VC , NbC , Mo_2C при 1600°C протягом 2 годин

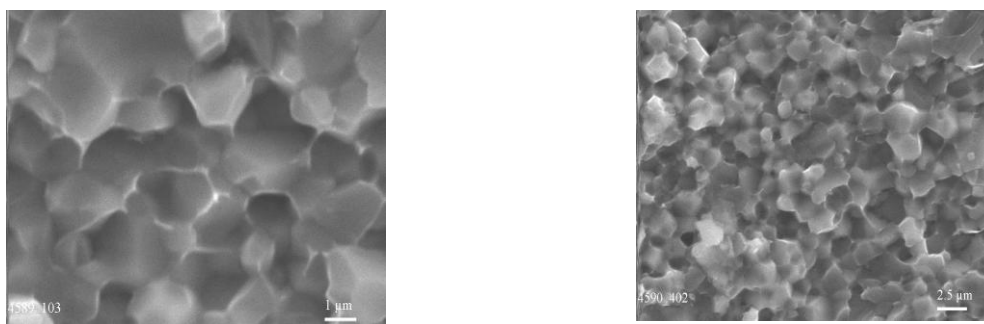


Рис. 4. - Фрактограми карбідної системи $\text{TiC-VC-Mo}_2\text{C-NbC}$, отриманої методом гарячого пресування при 1550°C протягом 30 хвилин

Рентгенівська зйомка зразків виконувалась на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматичному Cu-K_α -випромінюванні при анодному струмі 20 мА і напрузі на трубіці 30 кV. Запис ліній віддзеркалення проводився в скануючому режимі з цифровою реєстрацією імпульсів (крок

сканування 0,1°). Результати рентгеноструктурного аналізу показали, що після гарячого пресування зразків при 1550°C протягом 30 хвилин методом гарячого пресування за умови попереднього синтезу легуючих карбідів VC, NbC, Mo₂C у вакуумі 10⁻¹ при 1600°C протягом 2 годин, у складних карбідів присутні фази: карбід титану TiC (період ґратки a=0,4315 нм), твердий розчин карбідів ванадію, ніобію та молібдену на основі карбіду титану.

Висновки

Дослідження мікроструктури сплавів показали, що вона є дрібнозернистою, однорідною і складається із твердого розчину ванадію, ніобію, молібдену на основі карбіду титану. Фрактограми карбідної системи свідчать про транскристалітний характер. Отримані дані свідчать про те, що утворення твердого розчину відбувається вже при 1550°C протягом 30 хвилин методом гарячого пресування за умови попереднього синтезу твердого розчину легуючих карбідів VC, NbC, Mo₂C методом спікання у вакуумі 10⁻¹ при 1600°C протягом 2 годин. Максимальна границя міцності на біаксіальний вигин складає 2211,24 МПа за умови отримання попереднього розчину карбідів ніобію, молібдену, ванадію методом спікання у вакуумі 10⁻¹ при 1600°C протягом 2 годин та наступному спіканні при 1550°C протягом 30 хвилин.

Список використаних джерел:

1. Панов В. С., Чувилин А. М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. – М.: МИСИС, 2001. – 428 с.
2. Еременко В.Н. Титан и его сплавы. – К.: Изд. АН УССР, 1960. – 500 с.
3. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые материалы. – М.: Металлургия, 1968. – 384 с.
4. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения. – М.: Мир, 1971. – 424 с.
5. Tentative test method for Biaxial flexure strength (modulus of rupture) of ceramic substrates. –Standart F 394 –74 T of ASTM Commetee F-1 on Electronics.
6. Thiruvengadaswamy R, Scattergood R.O. Biaxial flexure testing of brittle materials/ -Scripta metallurgica et materialia/ - 1991. - 25, N 11. - pp. 2529-2532.
7. Seal A., Dalui A/K/, Banerjee M., Mukhopadhyay A.K., Phani K.K. Mechanical properties of very thin cover slip glass disk. – Bull. Mater. Sci. – 24, No. 2. – p. 151-155.
8. Matthew H. Krohn, John R. Hellmann, David L. Shelleman, David J. Green et. all, Test methodology for strength testing of sodailime-silica float glass before and after enameling. – J. of Testing and Evaluation. – 30, No 6. – p. 1-8.

Рецензенти:

Радченко О. К., провідний науковий співробітник відділу 10 ІПМ НАНУ, доктор технічних наук, професор

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

Стаття надійшла до редакції 21.04.2017

УДК: 004

Р.Я. Грудецький*Луцький національний технічний університет***ЕЛЕКТРОННИЙ ЖУРНАЛ ЯК ЗАСІБ ОБЛІКУ НАВЧАЛЬНИХ ЗАНЯТЬ І УСПІШНОСТІ
СТУДЕНТІВ У ВНЗ***Розроблено програмний комплекс «Електронний журнал» для використання в навчальному процесі.**Ключові слова: електронний журнал, болонська система, навчання.***Р.Я. Грудецький***Луцкий национальный технический университет***ЭЛЕКТРОННЫЙ ЖУРНАЛ КАК СРЕДСТВО УЧЕТА УЧЕБНЫХ ЗАНЯТИЙ И
УСПЕВАЕМОСТИ СТУДЕНТОВ В ВУЗАХ***Разработан программный комплекс «Электронный журнал» для использования в учебном процессе.**Ключевые слова: электронный журнал, болонская система, обучение.***R. Hrudetsky***Lutsk National Technical University***ELECTRONIC JOURNAL AS A MEANS OF ACCOUNTING CLASSES AND SUCCESS OF
STUDENTS IN UNIVERSITIES***Developed software system "Electronic Journal" for use in the classroom.**Keywords: electronic journal, Bologna system studies.*

Постановка проблеми. Основне завдання розвитку інформаційних технологій полягає в перебудові організаційних структур, так як власний прогрес інформаційних технологій відбувається значно швидше, ніж відповідні йому організаційні зміни. Цей процес не пройшов і повз сфери освіти.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. На даний момент у багатьох вузах України впроваджено дистанційна система освіти. Дистанційне навчання здійснюється індивідуально в будь-якому зручному для Вас місці і в будь-який зручний час. Ви не залежите від розкладу занять, навчальних груп та інших атрибутів очного навчання, самостійно визначаєте швидкість і інтенсивність занять. За цією системою студенти можуть навчатися знаходячись за сотні кілометрів від вузу за допомогою Інтернету. Студенти мають можливість записуватися на курси, вивчати матеріал, консультуватися з викладачем, здавати контрольні і самостійні роботи, не виходячи з дому. Аналогічним способом студенти можуть переглянути свої оцінки за виконану роботу.

Але дана система навчання використовується тільки при навчанні студентів заочної форми навчання.

Для міжнародного визнання національних освітніх програм, забезпечення мобільності учнів і професорсько-викладацького складу закладів освіти, а також підвищення якості освіти та забезпечення наступності всіх рівнів і ступенів вищої і післявузівської професійної освіти підготовка фахівців ведеться за єдиною кредитною системою навчання.

Кредитна система навчання - освітня система, спрямована на підвищення рівня самоосвіти і творчого освоєння знань на основі індивідуалізації, виборності освітньої траєкторії і обліку обсягу знань у вигляді кредитів.

Саме ця система навчання впроваджена до вузів для навчання студентів денної форми навчання.

Кредитна система навчання передбачає про наявність в процесі навчання (зокрема на заняттях) активних методів навчання і технічних засобів навчання. Особливе місце в розвитку інформаційних технологій займають комп'ютерні класи (де кожному студенту надається комп'ютер), в силу великих витрат на їх придбання та супровід. Ефективним вирішенням цієї проблеми є власний ноутбук студента, яким він користується під час навчання.

Облік навчальних занять і успішності студентів ведеться в журналах обліку навчальних занять, екзаменаційних відомостях, залікових книжках, навчальних картках, зведених даних про результати екзаменаційних сесій. Основним первинним документом обліку навчальної роботи та

виконання навчальних програм є журнал обліку навчальних занять. Журнал ведеться кожним викладачем. У ньому враховуються всі заняття, що проводяться під керівництвом викладачів, самостійна робота студентів, їх відвідуваність виконання контрольних, розрахунково-графічних і курсових робіт, виставляються оцінки з поточного контролю, оцінки за іспити і колоквіуми, підсумкові оцінки за семестр. Записи в журналі про проведені заняття заносять викладачі, які проводили заняття, контрольні, лабораторні, розрахунково-графічні та курсові роботи, а також заліки та іспити. Під час занять журнали знаходяться у викладачів.

Постановка завдань. На даний момент викладачі ведуть журнали обліку занять в паперовому варіанті. Метою даної роботи було розробка «Електронного журналу» для викладача, який дозволить вести облік занять, оцінки студентів, вести автоматичний розрахунок рейтингів.

Викладення основного матеріалу. При запуску програми «Електронний журнал» відкривається головна завантажувальна форма.



Рис. 1. - Головна завантажувальна форма програми «Електронний журнал»

В даному вікні користувачеві надається можливість роботи з меню, в якому доступні тільки два пункти:

- Файл;
- Допомога.

Якщо користувач вирішив вибрати пункт Допомога, то до його уваги відкриється діалогове вікно, в якому буде викладено невелика інформація за програмою.

Пункт меню Файл містить дві команди:

- Підключити;
- Вихід.

При виборі команди Вихід програмний додаток закривається.

Для подальшої роботи з програмою користувачеві необхідно вибрати команду Підключити. Після чого відкриється діалогове вікно Авторизація (рис. 2), в якому пропонується ввести ПІБ викладача і його особистий пароль.

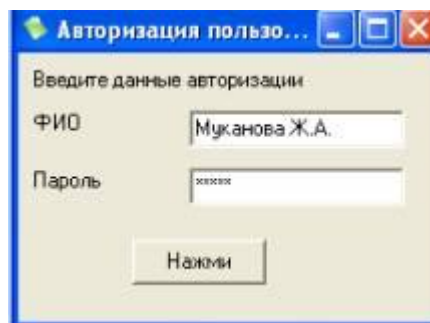


Рис. 2. - Вікно авторизації користувача

У разі введення правильного пароля в меню відкриваються додаткові пункти:

- Довідники;
- Журнал.

У меню Файл з'являються команди Відключити і Змінити користувача.

У пункті меню Довідники можна вибрати роботу з одним з трьох довідників:

- Викладачі;
- Дисципліни;
- Групи;
- Студенти;
- Види занять.

Довідник викладачів містить список викладачів. В даному вікні є можливість додавання нового користувача-викладача з його особистим паролем (рис. 3).

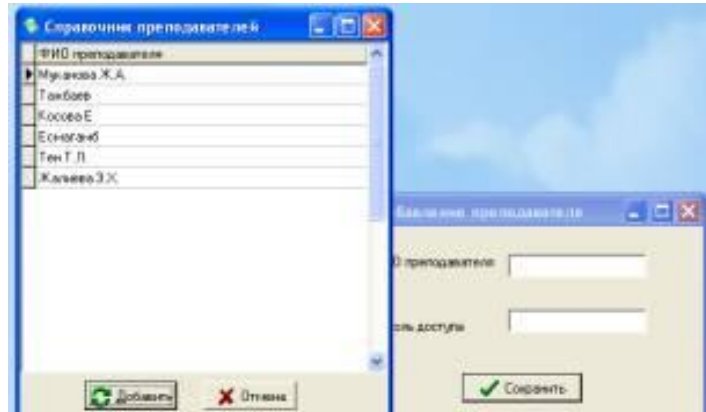


Рис. 3. - Вікна довідника викладачів і додавання нового користувача

Вікна всіх інших довідників містять аналогічні функції.

Зміст довідника дисциплін включає в себе перелік дисциплін, що викладаються в навчальному закладі. Академічні групи вузу об'єднані в довіднику груп, що вказує також контингент і ПІБ куратора. Довідник студентів має на увазі зміст основної інформації про студентів: прізвища, групи тощо. Крім того, в вузі проводяться лабораторні та практичні заняття, лекції та СРСР, інформація про яких скомпонована в спеціальному довіднику видів занять.

Меню Журнал забезпечує доступ до Особистого кабінету викладача, де вказані групи і дисципліни, види занять, які їм викладаються. В даному вікні також є можливість додавання нового запису (рис. 4).

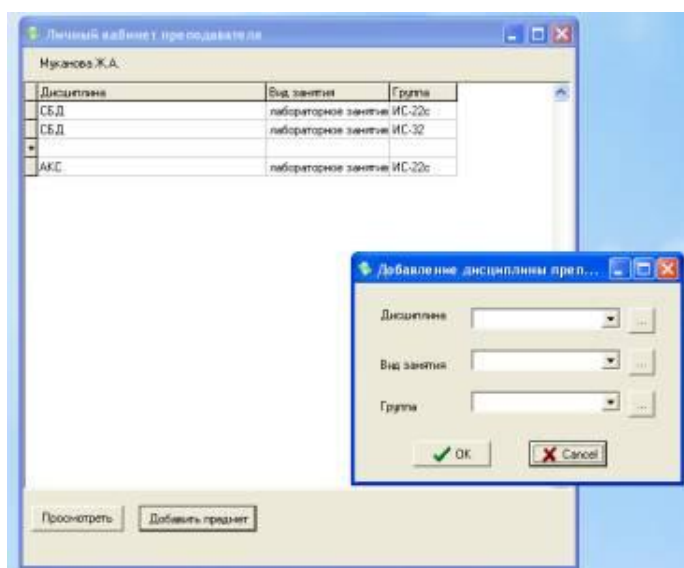


Рис. 4. - Особистий кабінет викладача

Кнопка Переглянути дозволяє переглянути облік занять поточного запису (рис. 5).

ФІО студента	04.09	04.09	11.09	11.09	18.09	18.09	25.09	25.09	02.10	02.10	09.10	09.10	16.10	16.10	P1	23.10	30.10	30.10	06.11	06.11	P2	PCP
Кашаева Анна	75	73	89		79	80		75		80	87		75	79	69		79	67		72	76	79
Кашаева Анастасія	70	90		74	87		73	75		77		78	79			67	80	75		79	76	79
Коваленко Галина	90													90							45	68
Курченко Валентина																					0	0
Насірова Єлена																					0	0
Николаев Дмитрий																					0	0

Рис. 5. - Вікно «Журнал»

В даному вікні викладач може не тільки переглянути записи, але і додати нову дату занять, проставити оцінки студентів за дане заняття. Також є можливість розрахунку першого і другого рубіжного контролю/модуля (P1 і P2) і середнього рейтингу для доступу студента до іспитів (PCP), який розраховується за формулою $PCP = (P1 + P2) / 2$. При наявності з дисципліни курсової роботи (цю оцінку також можна додавати, РКР), її оцінка включається в середній рейтинг - $Pcr = (P1 + P2 + \text{отриманий бал по роботі}) / 3$.

Для коректності підрахунку підсумкової оцінки за вищенаведеною формулою необхідно оцінювати знання учня на рубіжному контролі (рейтингу) в процентах від 0 до 100%.

Критерії оцінювання знань учнів:

«А» («відмінно») - якщо навчається глибоко і міцно засвоїв весь програмний матеріал, вичерпно, послідовно, грамотно і логічно його викладає, чи не важко відповісти при видозміні завдання, вільно справляється з поставленими завданнями, показує знання монографічного матеріалу, правильно обґрунтовує прийняті рішення, володіє різнобічними навичками та прийомами виконання практичних робіт, виявляє вміння самостійно узагальнювати і викладати матеріал, не допускаючи помилок;

«В», «С» («добре») - якщо навчається твердо знає програмний матеріал, грамотно і по суті викладає його, не допускає суттєвих неточностей у відповіді на питання, чи може правильно застосувати теоретичні положення і володіє необхідними навичками при виконанні практичних завдань;

«D», «E» («Задовільно») - якщо навчається засвоїв тільки основний матеріал, але не знає окремих деталей, допускає неточності, недостатньо правильні формулювання, порушує послідовність у викладі програмного матеріалу і відчуває труднощі у виконанні практичних завдань;

«F» («незадовільно») - якщо навчається не знає значної частини програмного матеріалу, допускає суттєві помилки, з великим утрудненням виконує практичні роботи.

Вибір оцінки в амплітуді коливань визначається ступенем відповідності знань і вмінь студента вищеописаним критеріям.

Висновки. Дана робота призначена тільки для викладачів. Надалі планується доопрацювати цю програму так, що електронним журналом зможуть користуватися і студенти. Дуже часто студенти переписують з журналу викладачів свої оцінки, щоб розрахувати свій приблизний рейтинг. За допомогою електронного журналу студенти зможуть автоматизувати цей процес. Планується також як і у викладачів, наявність особистого кабінету студента, де він зможе переглянути всю інформацію про своїх оцінках. Право редагування оцінок залишиться за викладачами.

Список використаних джерел:

1. <http://ukrschools.com.ua/>
2. https://kneu.edu.ua/ua/Information_for/professors/el_jurnal/

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 004

Р.Я. Грудецький*Луцький національний технічний університет***МЕТОДИКА ОПТИМІЗАЦІЇ ЛІНІЇ ЗВ'ЯЗКУ ЗА ДОПОМОГОЮ МОДЕЛЮВАННЯ В ПАКЕТІ OPNET***Досліджено лінії зв'язку для оптимізації вибору способу передачі даних.**Ключові слова: лінія зв'язку, моделювання, мережі.***Р.Я. Грудецький***Луцкий национальный технический университет***МЕТОДИКА ОПТИМІЗАЦІЇ ЛІНІЇ СВ'ЯЗИ С ПОМОЩЮ МОДЕЛЮВАННЯ В ПАКЕТЕ OPNET***Исследована линия связи для оптимизации выбора способа передачи данных.**Ключевые слова: линия связи, моделирование, сети.***R. Hrudetsky***Lutsk National Technical University***METHOD OPTIMIZATION COMMUNICATIONS LINE THROUGH MODELING IN OPNET PACKAGE***Lines studied to optimize the choice of the data.**Keywords: communication line simulation network.*

Постановка проблеми. Умови формування ринку телекомунікацій часто ставлять перед фахівцями завдання, спрямовану на оптимізацію лінії зв'язку, з метою економії капітальних витрат. Оптимізація лінії ґрунтується на компромісі між її вартістю і продуктивністю, з одного боку лінія зв'язку повинна забезпечувати прийнятну продуктивність, з іншого мати невисокою вартістю. Основне правило - високий коефіцієнт використання лінії зв'язку, лінія зв'язку не повинна забезпечувати зайву продуктивність.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Розглянемо методику оптимізацію лінії на базі готової моделі. На рис 1. представлена модель мережі, на якій видно абоненти різних груп входять до районних мережі, районні мережі на рівні доступу об'єднуються маршрутизатором «Azemour». Оптимізувати будемо лінію на ділянці загального доступу, однією з районної мережі.

Постановка завдань. Вихідними даними для моделювання є трафік генерований абонентами різних груп, параметри якого представлені в табл. 1.1, і кількість абонентів, табл. 1.2.

Викладення основного матеріалу. Першим кроком оптимізації потрібно виконати узгодження вихідних даних з вимогами до продуктивності мережі з різних видів послуг, табл. 1.3. Основні параметри при узгодженні це терпимість до затримок (час відповіді) і пропускна здатність на одного абонента. З табл. 1.3 видно, що для VoIP послуги терпимість до затримок низька, а час затримки має бути не більше 150мс., Зате для інших видів послуг мала затримка менш актуальна. Вимоги до пропускних здібностей обмежимо згідно із заданими вихідними даними з табл. 1.1, які обумовлюються при наданні послуг абонентам. Результат узгодження вихідних даних наведено в табл. 1.4. Другим кроком виконаємо моделювання. Введемо дані в модель і запустимо на виконання. Досліджувану ділянку мережі Olvad Hamdan – Azemour. Пропускна здатність досліджуваної лінії зв'язку поставимо на рівні - 10Мбіт / с.

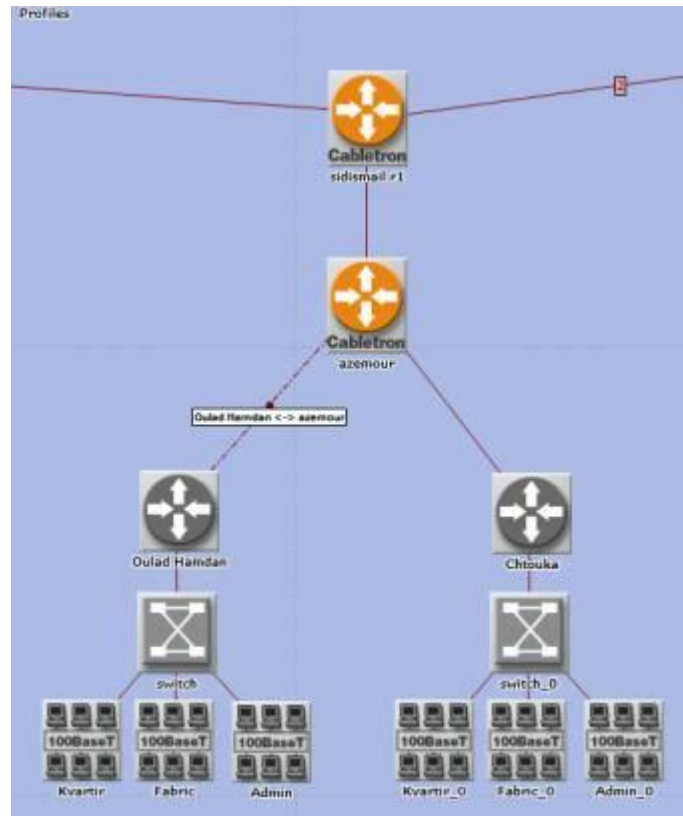


Рис. 1 - Модель мережі в OPNET

Таблиця 1.

Параметри трафіку, створюваного різними групами абонентів з різних видів послуг

Kvartir sector	VoIP	W eb	M ail	F ile
Трафік 1-го абонента	16 кбіт / с	256 кбіт / с	64 кбіт / с	2048 кбіт / с
Кількість викликів на годину	0,7	3	0,3	0,1
тривалість дзвінка	280 s	6s	8s	10s

Fabric sector	VoIP	W eb	M ail	F ile
Трафік 1-го абонента	16 кбіт / с	256 кбіт / с	64 кбіт / с	1024 кбіт / с
Кількість викликів на годину	1	1,5	0,5	0,2
тривалість дзвінка	140 s	4s	8s	9s

Admin sector	VoIP	W eb	M ail	F ile
Трафік 1-го абонента	16 кбіт / с	256 кбіт / с	128 кбіт / с	1024 кбіт / с
Кількість викликів на годину	0,8	2	0,4	0,3
тривалість дзвінка	160 s	3s	8s	9s

Таблиця 2.

Кількість абонентів в різних групах

Група абонентів	кількість абонентів
Kvartir sector	450
Fabric sector	323
Admin sector	144
всього	911

Таблиця 3.

Вимога до трафіку різних додатків

Тип трафіку	Навантаженість трафіку	Терпимість до затримок	Час відповіді, затримка, мс	Пропускна здатність, Мбіт / с
VoIP	Середня	низька	150	0,004 ... 0,064
Web Surfing	висока	висока	500	0,056 ... 2,0
Mail	висока	висока	2000	0,004 ... 0,20
File	висока	висока	2000	0,01 ... 600

Таблиця 4.

Вимога до трафіку при моделюванні

Тип трафіку	Терпимість до затримок	Час відповіді, затримка, мс	Пропускна здатність, Мбіт / с
VoIP	низька	150	0,016
Web Surfing	висока	500	0,256
Mail	висока	2000	0,064 ... 0,128
File	висока	2000	1,024 ... 2,048

Результати моделювання:

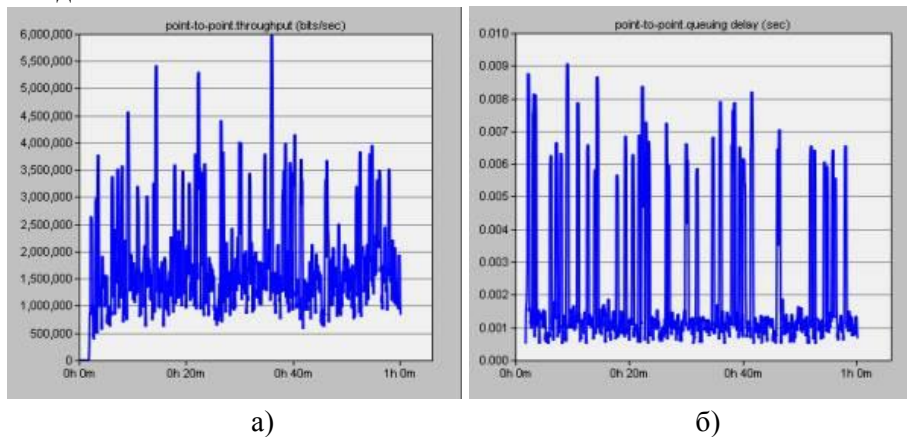


Рис. 2. - Трафік генерується абонентами протягом 1 год.

- а) трафік;
б) затримки.

Розглянемо рис. 2 завантаження 10 мегабітного каналу протягом 1 години рідко перевищує 50%, є один пік, який досяг 60%, а затримка не перевищує 9 мс, тобто на порядок нижче необхідної. Дані показники якості перевершують необхідні, а значить можна обмежити пропускну здатність лінії. Наступний крок оптимізації - обмежуємо пропускну здатність лінії до 6 Мбіт / с., і знову запускаємо моделювання.

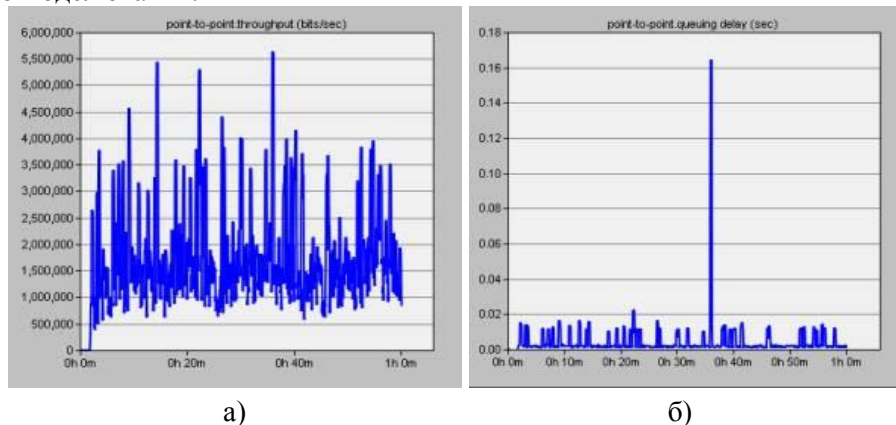


Рис. 3 - Трафік генерується абонентами протягом 1 год.

- а) трафік;
- б) затримки.

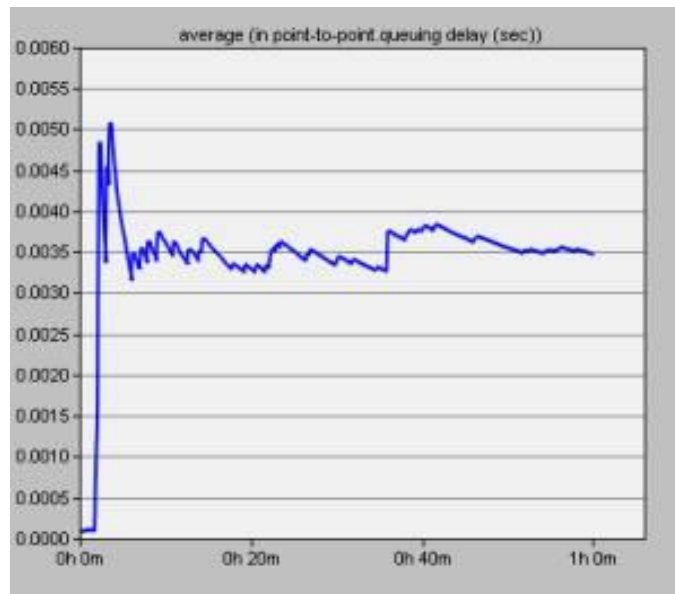


Рис. 4. - Середній рівень затримок

Порівнюючи трафік на рис. 2 і 3 можна сказати, що він не зазнав змін, а ось затримки збільшилися і часто досягають рівня 18-20 мс, є один виражений пік, який досяг 165 мс, середній рівень затримок на рівні 3,5 мс. Дані показники якості задовольняють вимогам, значить можна ще знизити пропускну здатність каналу. Обмежимо ПС каналу до 4Мбіт / с:

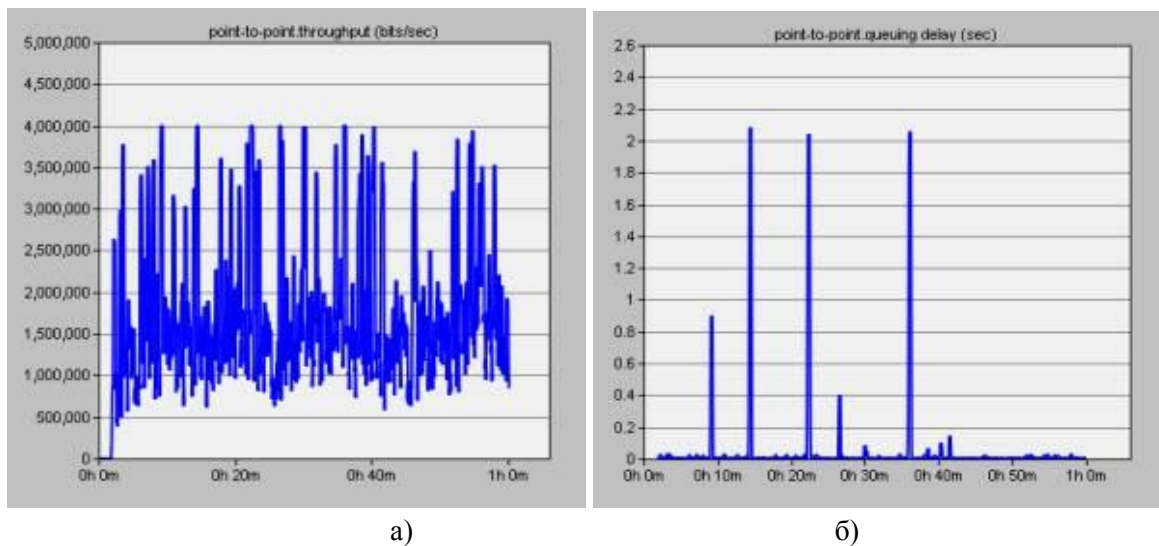


Рис. 5. - Трафік генерується абонентами протягом 1 год.

- а) трафік;
- б) затримки.



Рис. 6. - Середній рівень затримок

А ось трафік на рис. 2 і 5 відрізняється, на рис. 5А видно зріз піків на рівні 4Мбіт / с це пояснюється обмеженим каналом в 4Мбіт / с. На рис. 5б видно 3 піку затримки, що перевершують 2с. і 6 піків перевершують необхідний рівень для VoIP зв'язку - 150 мс. Середній рівень затримок становить 25 - 30 мс. Пропускна здатність в 4Мбіт / с не забезпечує високу якість через затримки, які за рівнем не задовольняють вимогам VoIP трафіку.

Висновки. Використання методики оптимізації лінії зв'язку за допомогою моделювання в пакеті OPNET дозволяє отримати кращий результат відносно ціна / продуктивність. Результати оптимізації, отримані в даній статті:

10Мбіт / с канал - не забезпечується високий коефіцієнт використання лінії, дуже низький рівень затримок, через високу вартість лінії не найкращий коефіцієнт ціна / продуктивність

5Мбіт / с канал - забезпечується досить високий коефіцієнт використання лінії, низький рівень затримок не впливають на якість послуг, що надаються провайдером; кращий коефіцієнт ціна / продуктивність;

4Мбіт / с - канал забезпечує дуже високий коефіцієнт використання лінії, середній рівень затримок, не висока якість VoIP зв'язку; через низьку продуктивність не найкращий коефіцієнт ціна / продуктивність.

Кращим рішенням в даному випадку є лінія зв'язку з пропускнуою здатністю в 5 Мбіт / с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 004

Р.Я. Грудецький, Л.М. Маркіна, Д.О. Сомов
Луцький національний технічний університет
КОМП'ЮТЕРНА МОДЕЛЬ РОЗРАХУНКУ ОСВІТЛЕННЯ ПРИМІЩЕНЬ

Розроблено програмний комплекс «Розрахунок освітлення».

Ключові слова: освітлення, комп'ютерна модель, розрахунок освітлення.

Р.Я. Грудецький, Л.М. Маркіна, Д.О. Сомов
Луцкий национальный технический университет
КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ОСВЕЩЕНИЯ ПОМЕЩЕНИЙ

Разработан программный комплекс «Расчет освещения».

Ключевые слова: освещение, компьютерная модель, расчет освещения.

R. Hrudetsky, L. Msrkina, D. Somov
Lutsk National Technical University
COMPUTER MODEL CALCULATION LIGHTING

Developed software package "Calculation of lighting."

Keywords: lighting, computer model, the calculation of the lighting.

Постановка проблеми. На сучасному етапі розвитку інформаційних технологій важливим показником ефективності роботи у кожній галузі виробництва або надання послуг є автоматизація роботи. Це не тільки зменшує час на обробку інформації, але й дозволяє робити це ефективно та зменшити вплив людського фактора у виробництві.

Створення такої системи є доцільним і в нашому університеті для автоматизації проведення розрахунків освітлення виробничих та невиробничих приміщень. Це не тільки полегшить роботу викладачам та допоміжному складу, але набагато збільшить швидкість обробки інформації та видачу результатів обрахунку.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. На даний момент розробками програмного забезпечення для інженерів ведуться багатьма підприємствами. Та більшість з них для обрахунків плану освітленості приміщень потребує знання багатьох чинників та факторів. Оскільки при використанні, наприклад, на практичних заняттях даних розрахунків не є доцільними, то за мету дипломного проекту ставиться розробка такого додатку, який би при мінімальних необхідних змінних був би досить точним для використання даної системи в реальних умовах.

Постановка завдань. Основна мета створення автоматизованої системи управління обрахунків показників освітлення є полегшення паперового навантаження на студентів та викладачів, а також створення програмного продукту, який би зміг легко (з інтуїтивно-зрозумілим інтерфейсом) виконувати поставлені для нього завдання. Також ця система має можливості:

- Зберігати дані про проекти в базу даних.
- Забезпечувати одержання загальних чи деталізованих даних за підсумками роботи.
- Дозволяти легко визначати тенденції зміни найважливіших показників.
- Забезпечувати одержання інформації, критичної за часом, без істотної затримки.
- Виконувати точний і повний аналіз даних.
- Друкувати результати обрахунків.
- Визначати необхідну кількість світильників.
- Аналізувати існуючі плани.
- Коректувати розрахункові плани.

Отже, комп'ютерна модель розрахунку освітленості у виробничих приміщеннях дозволить економити як час на обробку та збір інформації, так і зменшить людський фактор при розрахунку освітлення. Проте повністю відмовитись від операторів та зробити повністю автоматизовану систему розрахунку освітленості на даний час неможливо, адже потрібно враховувати не тільки якісні та кількісні показники освітленості, але при цьому й враховувати побажання замовників, особливості приміщення (заокруглені форми, відстані до світильників, коефіцієнти запасу приміщення та особливості самих ламп у світильнику).

Викладення основного матеріалу. Завданням розрахунку штучного освітлення є визначення необхідної потужності електричної освітлювальної установки для створення у виробничому приміщенні заданої освітленості.

Порядок розрахунку освітлювальної установки:

- Вибрати тип джерела світла (в основному рекомендується газорозрядні лампи, для місцевого освітлення – лампи розжарювання);
- Визначити систему освітлення (загальна локалізована або рівномірна, комбінована);
- Вибрати тип світильників з урахуванням характеристики світлорозподілення, умов середовища і тому подібне;
- Розподілити світильники і визначити їх кількість;
- Визначити норму освітленості на робочому місці.

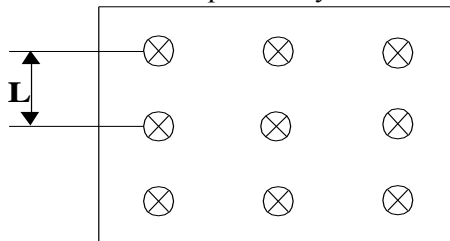


Рис. Принципова схема розташування світильників у виробничих приміщеннях

Відстань L між світильниками або рядами визначається по формулі:

$$L = h_p \cdot \lambda \quad (1)$$

де h_p - висота світильника над розрахунковою поверхнею (на висоті 0,8 м від рівня підлоги).

λ - відносна відстань між світильниками, визначається залежно від характеру світлорозподілення світильника і типу лампи.

Відстань від світильника до ламп приймається рівною: $(0,3 \dots 0,5) L$.

Для створення програмного забезпечення необхідно описати проблему і вимоги до системи. Для даної автоматизованої системи вкажемо усі процеси, зв'язані з її використанням.

Забезпечимо високий рівень опису логіки рішення, яке задовольняє вимоги до системи. В процесі проектування основна увага звертається саме на логічне рішення, тобто як саме буде функціонувати майбутня система.

Вимоги до автоматизованої системи ми описали у даному розділі. Опіраючись на них виділимо основні складові алгоритму. Аналіз предметної області, яка розглядається, дає можливість створити концептуальну модель, тобто таку, яка відображає різноманітні категорії елементів предметної області: не тільки види діяльності складових алгоритму, але і всі поняття, які до цього відносяться. Отже, модель алгоритму складається з таких частин:

1) користувач - об'єкт, який вносить поняття взаємодії з базою даних у системі. Він може вносити певні дані, міняти уже існуючі, видаляти абітурієнтів тощо. В результаті змін в будь-який момент він може отримати вихідну документацію (внутрішньо університетську чи для подачі її в інші органи та установи, а також у різні відділи університету, крім того у цілях навчання при проведенні практичних та лабораторних робіт).

2) обробник команд – складова, яка забезпечує введення команд користувачем, потім перевіряє правильність вводу і при позитивному результаті посилає їх на виконання.

3) виконавча служба - складова, яка запускає зовнішню команду на виконання та отримує від неї результати про виконання.

4) зовнішня команда – складова, яка проводить деякі операції (напр. з файловою системою) і повертає результати своєї діяльності. Таких складових може існувати необмежена кількість у зв'язку з вимогою модульного підходу до організації автоматизованої системи.

5) Інформаційні таблиці – обов'язкова складова проекту, що дозволяє гнучко та "безболісно" налаштовувати систему при необхідності (причиною такої необхідності може бути зміна у виробництві типів ламп чи їх технічні характеристики).

6) система установки – зовнішня окрема складова, яка забезпечує зручну установку автоматизованої системи.

Усі ці складові алгоритму при правильній їх взаємодії дозволять коректно працювати з базою даних. Крім самої програми існує ряд зовнішніх програм, які дозволяють обслуговувати базу даних. Такими програмами (додатками) можуть служити внутрішні модулі сервера бази даних (INTERBASE, FireBird). Дані модулі при необхідності можуть створювати резервну копію, відновлювати базу, розбивати її декілька файлів тощо.

Саме тому розроблювана автоматизована система повинна відповідати усім стандартним нормам та вимогам. Такими вимогами і нормами є: створення процедур і функцій, які будуть взаємодіяти з базою даних, а не напряму працювати з нею, створення тригерів та генераторів (для коректної нумерації та взаємозв'язку між таблицями у базі).

Після того, як виділили основні завдання, алгоритм та вимоги до системи можна перейти до написання безпосереднього коду. Для зручності написання та коректності роботи будемо кожен об'єкт та управління ним реалізовувати в окремому модулі. Це дозволить не тільки економити ресурси операційної системи, але й розділити функції СУБД.

Основні модулі програми:

1. TFormMain (main.pas) - головна форма програми. Базовий клас для відображення та маніпуляцій з усіма складовими програми. На ній розташовуються додаткові модулі та взаємодіють з головною.

2. TDM (datamodule.pas) - модуль, де розташовуються усі невізуальні компоненти. Саме у цьому модулі знаходиться основна логіка роботи з базою даних.

3. TFrmPlan (Plan.pas) - модуль, що відповідає за взаємодію головної форми, інформаційних таблиць (довідник статичних даних для роботи програми) та бази даних. Його основним завданням є розробка плану розташування світильників у виробничому приміщенні.

4. TFrmPlan1 (Plan1.pas) - модуль, що відповідає за можливість самостійної побудови плану приміщення та аналізу його на коректність.

5. MultInst (MultInst.pas) – модуль управління завантаженням проекту в оперативну пам'ять.

Після того, як спроектовано базу даних необхідно вибрати значення з неї. Інформація вибирається за допомогою таблиць, які розміщені на дата-модулі (рисунок 1).

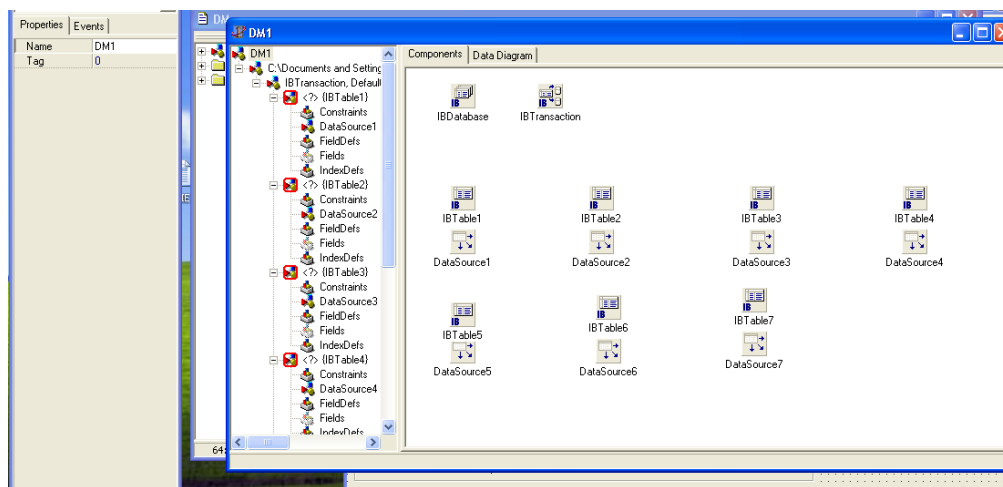


Рис. 1. – Видгляд дата-модуля на етапі проектування

Підключення до бази відбувається за допомогою наступної процедури:

```
procedure TDM1.DataModuleCreate(Sender: TObject);
var
  IniFile: TIniFile;
  path : string;
  host : string;
begin
  if FileExists(ExtractFilePath(Application.ExeName) + 'Options\Program.ini') then
  begin
    IniFile := TIniFile.Create(ExtractFilePath(Application.ExeName) + 'Options\Program.ini');
    path:=IniFile.ReadString('Database_p','main','');
    host:=IniFile.ReadString('Database_p','host','127.0.0.1');
```

```

if host="" then
host:='127.0.0.1';

dm1.IBDatabase.Connected:=false;

dm1.IBDatabase.DatabaseName := host+''+path + 'Bin\base.GDB';

dm1.IBDatabase.Connected:=True;

try
dm1.IBTable1.Open;
dm1.IBTable2.Open;
dm1.IBTable3.Open;
dm1.IBTable4.Open;
dm1.IBTable5.Open;
dm1.IBTable6.Open;
dm1.IBTable7.Open;
Except
on E: Exception do
begin
MessageDlg('Помилка!' + #13 + E.Message , mtError,[mbOk],0);
end;
end;
end;
end;
end;

```

Загальний вигляд вікна програми зображено на рисунку 2.

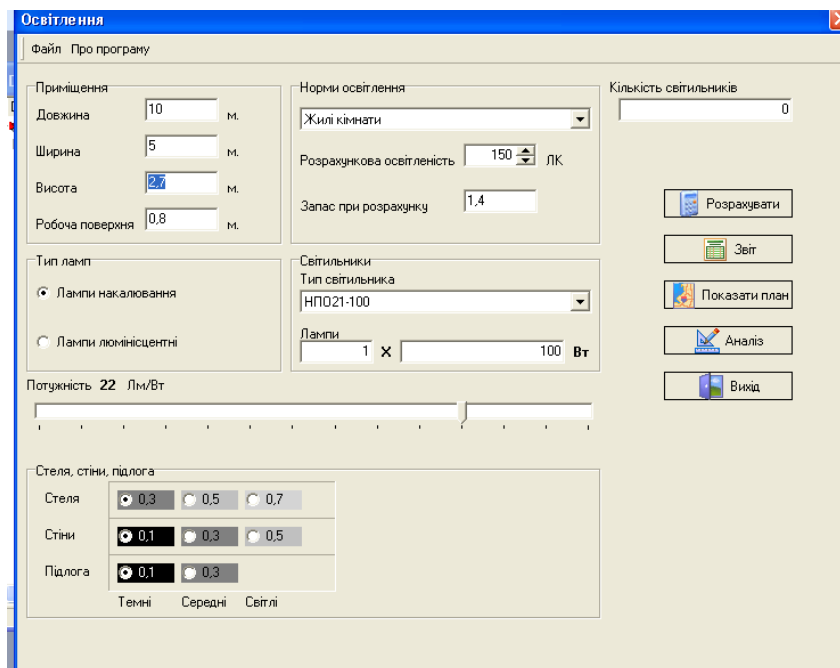


Рис. 2. – Вигляд початкового вікна програми

Безпосередній обрахунок кількості світильників відбувається за допомогою наступної процедури:

```

procedure TFrmMain.cxButton1Click(Sender: TObject);
begin
if RadioGroup1.ItemIndex = 0 then
begin
e:=RzSpinEdit1.Value;
k:=StrToFloat(Edit2.Text);

```

```

s:= StrToFloat(Edit4.Text)*StrToFloat(Edit5.Text);
z:=1.13;
fl:=RzNumericEdit4.Value*RzNumericEdit5.Value*TrackBar1.Position;

if RadioButton4.Checked then
stela := 0.3;
if RadioButton5.Checked then
stela := 0.5;
if RadioButton6.Checked then
stela := 0.7;

if RadioButton1.Checked then
stiny := 0.1;
if RadioButton2.Checked then
stiny := 0.3;
if RadioButton3.Checked then
stiny := 0.5;

if RadioButton7.Checked then
pidloga := 0.1;
if RadioButton8.Checked then
pidloga := 0.3;

nu := (stela+stiny+pidloga)/3;
// nu := 0.47;

n:=(e*k*s*z)/(fl*nu);
RzNumericEdit6.Value := n;

L := (StrToFloat(edit1.Text)-StrToFloat(edit3.Text))*0.8;// відстань між рядами світильників
L_do_steny := L/3;
L_miz_sv := (StrToFloat(Edit4.Text)-L_do_steny*2)/(RzNumericEdit6.Value-1)*2;
if (L/L_miz_sv)>=2 then
Label30.Caption := 'Обрані світильники не задовільняють'+#13+'даного приміщення. Оберіть
потужніші!'
else
Label30.Caption := 'Співвідношення між площею та'+#13+'світильниками в нормі!';
end;
if RadioGroup1.ItemIndex = 1 then
begin
e:=RzSpinEdit1.Value;
k:=StrToFloat(Edit2.Text);
s:= StrToFloat(Edit4.Text)*StrToFloat(Edit5.Text);
z:=1.13;
fl:=RzNumericEdit1.Value*RzNumericEdit2.Value*TrackBar1.Position;
if RadioButton4.Checked then
stela := 0.3;
if RadioButton5.Checked then
stela := 0.5;
if RadioButton6.Checked then
stela := 0.7;
if RadioButton1.Checked then
stiny := 0.1;
if RadioButton2.Checked then
stiny := 0.3;
if RadioButton3.Checked then
stiny := 0.5;

```

```

if RadioButton7.Checked then
pidloga := 0.1;
if RadioButton8.Checked then
pidloga := 0.3;
nu := (stela+stiny+pidloga)/3;
// nu := 0.47;
n:=(e*k*s*z)/(fl*nu);
RzNumericEdit6.Value := n;
L := (StrToFloat(edit1.Text)-StrToFloat(edit3.Text))*0.8;// відстань між рядами світильників
L_do_steny := L/3;
L_miz_sv := (StrToFloat(Edit4.Text)-L_do_steny*2)/(RzNumericEdit6.Value-1)*2;
if (L/L_miz_sv)>=2 then
Label30.Caption := 'Обрані світильники не задовільняють'+#13+'даного приміщення. Оберіть
потужніші!'
else
Label30.Caption := 'Співвідношення між площею та'+#13+'світильниками в нормі!';
end;
Показ звіту з кількістю світильників відбувається так:
procedure TFrmMain.cxButton2Click(Sender: TObject);
begin
frxReport1.LoadFromFile(ExtractFilePath(Application.ExeName)+'report\report1.fr3');
frxReport1.Variables['ploscha'] := StrToFloat(Edit4.Text)*StrToFloat(Edit5.Text);
frxReport1.Variables['dovzhyna'] := StrToFloat(Edit4.Text);
frxReport1.Variables['shyryna'] := StrToFloat(Edit5.Text);
frxReport1.Variables['vysota_pidvisu'] := StrToFloat(Edit1.Text);
frxReport1.Variables['tip'] := ""+ComboBox1.Text+"";
frxReport1.Variables['koeficient'] := StrToFloat(Edit2.Text);
frxReport1.Variables['osvitlenist'] := RzSpinEdit1.Value;
if RadioGroup1.ItemIndex = 1 then
frxReport1.Variables['tip_svetilnika'] := ""+ComboBox2.Text+""
else
frxReport1.Variables['tip_svetilnika'] := ""+ComboBox3.Text+"";
frxReport1.Variables['kilkist_sveta'] := RzNumericEdit6.Value;
frxReport1.ShowReport;
end;

```

Висновки. Таким чином розроблена комп'ютерна модель у виробничих приміщеннях цілком задовольняє та враховує вимоги, які представляються до освітлення у виробничих приміщеннях. Вона може цілком використовуватися на практичних заняттях у Луцькому національному технічному університеті. Крім того вона може використовуватись як допоміжний засіб при розрахунках та при побудові моделі освітлення у приміщеннях ЛНТУ та інших виробничих та невиробничих приміщеннях.

Список використаних джерел:

1. "Правила устройства электроустановок". "Госэнергонадзор" 2001г., издательство Деан 2001 г.
2. "Типовые расчеты по электрооборудованию". В. И. Дьяков. Москва, "Высшая школа" 1991 г.
3. "Справочник энергетика промышленных предприятий". В. А. Гольстрем, А. С. Иваненко. Киев, издательство "Техніка" 1973 г.
4. "Электроснабжение промышленных предприятий". Л. Л. Коновалова, Л. Д. Рожкова. Москва, издательство "Энергоатомиздат" 1989 г.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 621.787.669:15.196

М.В. Дмитріюк, Д.А. Гусачук, І.О. Парфентьева

Луцький національний технічний університет

ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ ШАРІВ ТЕРТЯ ПРИ ЗНОШУВАННІ МІДИСТОГО ЧАВУНУ

Розглянуто особливості формування параметрів субструктури по глибині приповерхневого шару після виробовування на стійкість проти спрацювання. Показано можливість утворення дисипативних структур при поєднанні легування та ізотермічного гартування.

Встановлено формування в мідистих чавунах (>6,2 % мас., Си) нової трибофази на основі міді ϵ -фази. Досліджено структурні особливості бейнітних мідистих високоміцних чавунів, отриманих за різних температур ізотермічного гартування (350 °С, 400 °С, 450 °С). Найбільш високі параметри зносостійкості спостерігаються після обробки за температури ізотермічного гартування 350 °С. Встановлено, що висока зносостійкість структури нижнього бейніту пов'язується з спільним впливом трибофаз (Гр.+ ϵ -фази) і легованого міддю аустеніту

Ключові слова: мідистий чавун, дисипація, зношування, ізотермічне гартування, субструктура

Н.В. Дмитріюк, Д.А. Гусачук, І.А. Парфентьева**ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ СЛОїв ТРЕННЯ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ МЕДИСТОГО ЧУГУНА**

Рассмотрены особенности формирования параметров субструктуры по глубине приповерхностного слоя после испытания на стойкость против износа. Показана возможность образования диссипативных структур при сочетании легирования и изотермической закалки.

Установлено формирование в медистых чугунах (>6,2 % мас., Си) новой трибофазы на основе меди ϵ -фази. Исследованы структурные особенности бейнитных медистых высокопрочных чугунов, полученных при разных температурах изотермической закалки (350 °С, 400 °С, 450 °С). Наиболее высокие параметры износостойкости наблюдаются после обработки при температуре изотермической закалки 350 °С. Установлено, что высокая износостойкость структуры нижнего бейнита связана с влиянием трибофаз (Гр.+ ϵ -фазы) и легированного медью аустенита.

Ключевые слова: медистый чугун, диссипация, износ, изотермическая закалка, субструктура

N. Dmytryuk, D. Husachuk, I. Parfentyeva**EVOLUTION OF THE STRUCTURE OF THE FRICTION LAYERS IN THE WEAR OF COPPER CAST IRON**

Research is dedicated to the development of technological principles of formation processes management of heterogeneous structure of new highly-efficient materials based on bainitic class cupreous ductile irons and determination of microstructure correlation interconnections – properties, on which basis, the optimization of antifriction materials composition is performed, that systemically allows to solve the questions of increasing work efficiency of the friction pairs. The fact of formation of copper based epsilon-phase new wear-resistant phase in cupreous cast irons (>6.2 % mass, Cu) is observed. Structural features of bainitic cupreous ductile irons obtained at different austempering temperatures (350°C, 400°C, and 450°C) have been studied, the highest wear-resistance parameters after processing at 350°C isothermal tempering have been observed. High wear resistance of lower bainite structure connected with the common influence of wear-resistant phases (graphite+ epsilon-bronze) and copper doped austenite is determined.

Keywords: copper cast iron, dissipation, wear, isothermal hardening, substructure

Постановка проблеми. За останнє десятиріччя у світовій практиці значно розширилося виробництво та застосування бейнітних високоміцних чавунів, які відрізняються від інших класів чавунів значним зростанням як міцності, так і в'язкості та зносостійкості. Саме тому аустенітно-бейнітний чавун широко використовується для виготовлення зубчатих передач, зубчатих коліс, що працюють в умовах високих навантажень, тримачів пружин для вантажних автомобілів, з'єднувальних рам і т.д., з успіхом замінюючи вуглецеві, низьколеговані сталі та бронзи. Проте, застосування такого чавуну в парах тертя ковзання (підшипниках) має певні застереження. В таких виробках можна передбачити перспективу застосування сірих чавунів, структура яких містить мідь в кількостях, не менших за межу її розчинності в твердих розчинах цих сплавів. Для більш широкого застосування у промисловості такого класу чавунів необхідно розробити якісно нові підходи до досліджень закономірностей, що визначають природу процесів формування властивостей у виливках із білих і сірих чавунів на основі систем Fe–Cu–C.

Різноманітні функціональні можливості, якими відзначаються ці сплави, а також простота і доступність виготовлення з них виливок, дозволяють успішно вирішувати комплекс задач з проблем підвищення надійності і довговічності обладнання, яке використовується в складних умовах експлуатації.

Реалізація інтенсивних технологій отримання мідистих сірих чавунів суттєво змінює природу сплавів і, головним чином, за рахунок утворення в литій структурі нової трибофази на основі міді (ϵ -фази). Гетерогенна структура мідистих сірих чавунів, за своєю суттю, є конгломератом, що складається із трибо фаз: графіт Γ , ϵ -фаза і металевої матриці. Формування у виливках такої структури сприяє якісним змінам фізико-механічних властивостей виливок і, в першу чергу – характеристик зносостійкості.

Незважаючи на очевидний успіх, досягнутий в галузях використання мідистих сірих чавунів, для отримання зносостійких виливок, функціональні особливості, закладені в цю категорію сплавів, залишаються до кінця невикористаними. Так, залишається нез'ясованим вплив високих концентрацій міді на формування в литій структурі виливок сірих чавунів графіту кулястої форми. Великий резерв для подальшого удосконалення цієї категорії сплавів міститься в металевої матриці, кількість якої в гетерогенній структурі складає не менше 70 % мас. Є відомості, що спеціальні види термічної обробки сприяють підвищенню ефективності легуванням міддю. А саме, така можливість закладена в ізотермічному гартуванні чавунів і дозволяє отримати структуру нижнього бейніту із високим вмістом у їх складі γ -фази, здатної розчинити мідь у відносно високих концентраціях. Відомі зносостійкі мідисті чавуни мають переважно перлітну структуру, до складу якої входить α -фаза. Розчинність міді в такій структурі не більше 0,5...0,8 % мас. Отже, актуальним є вивчення особливостей процесів формування бейнітних структур високомідистих чавунів і встановлення взаємозв'язку їх мікроструктури з фізико-механічними властивостями виливків, в першу чергу, характеристиками зносостійкості.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Згідно літературних даних [1-3] зносостійкість спряжених пар у вузлах тертя багато у чому визначається процесами, що протікають як безпосередньо на поверхні контакту, так і в приповерхневому робочому шарі.

Пара тертя з точки зору термодинаміки являє собою відкриту термодинамічну систему, що постійно живиться механічною енергією. В умовах тертя більша частина енергії при зовнішньому механічному впливі трансформується у тепловий ефект [1, 2]. Зазначені вище дані свідчать про те, що вузли тертя слід відносити до дисипативних систем [4, 3].

Постановка завдань. Використання міді як легуючого компоненту у Fe-C сплавах поширено у ливарному виробництві для отримання виливок з підвищеними характеристиками. А саме: зносостійкості, антифрикційності чавунів. Тому мета дослідження - оцінка впливу міді на зносостійкість і субструктуру приповерхневого шару після зношування високомідистого чавуну з бейнітною структурою металевої матриці.

Викладення основного матеріалу. Предметом дослідження слугують леговані міддю високомідисті чавуни в кількостях від 6 до 9% мас. Cu. Встановлено [1,2], що у чавунах з таким вмістом міді спостерігається підвищення ступеню гетерогенності системи за рахунок утворення додаткової трибофази на основі міді (ϵ -бронзи) і якісно змінюється весь комплекс фізико-механічних властивостей.

Такі чавуни належать до категорії складних металевих систем, складність яких полягає не тільки у багаточисельності об'єктів, що їх складають, але і у значній складності видів взаємодії між ними. З позиції нерівноважної термодинаміки і синергетики такі системи при зовнішньому механічному впливі, в тому числі процесів зношування, володіють здатністю до розвитку процесів самоорганізації дисипативних структур.

Встановлено, що найбільш високі характеристики зносостійкості досягаються у чавунах з бейнітною структурою. В експериментах використовувалось ізотермічне гартування, що дозволяє отримати структуру нижнього і верхнього бейніту: температура аустенізації $860 \pm 5^\circ\text{C}$, аустемперінга 350°C , 400°C , 450°C .

У роботі використовували традиційні методи оптичної металографії (МІМ-10), мікроаналізатор (ІХА-733 "Jeol"). Випробування на зносостійкість проводили за схемою вал-вкладка. Вал контртіло виготовлене із сталі 20Х13. Вкладка – зразок дослідних плавок (10x10x15мм) з вмістом міді 8.53%. Досліди на зносостійкість проводили при тискові в зоні контакту 2.5 МПа, швидкості обертання вала 1 м/с. В процесі дослідження спряжені пари тертя охолоджувались водою.

Комплексним дослідженням магнітних характеристик та твердості зразків мідистого чавуну (6,25% мас., Cu), загартованого у воді, при вибраних ізотермах $350 - 450^\circ\text{C}$, встановлено, що процес проміжного перетворення аустеніту розвивається з різною швидкістю у часі. Як видно з наведених термокінетичних кривих (Рис. 1), в початковий період, процес розвивається прискорено, далі гальмується, а кінцевим етапом є його насичення за рахунок розпаду та

стабілізації складу переохолодженого аустеніту. Стабілізована частина аустеніту не чутлива до швидкості охолодження після завершення процесу розпаду (Рис. 1, а). При цьому суттєвих змін у кількості аустеніту та твердості не спостерігається. Визначено, що структура металевої основи складається з двох фаз: α та γ . При використанні ізотерми 450 °С частина аустеніту при охолодженні перетворюється в перлітні структури, проте, це перетворення частково відновлюється без його повного завершення (Рис. 1, б).

Проаналізувавши графік кінетичної кривої можна зробити висновок, що найбільш важливою ділянкою процесу проміжного перетворення аустеніту є його завершальна частина, пов'язана з ефектом стабілізації залишкового аустеніту без поновлення перетворення.

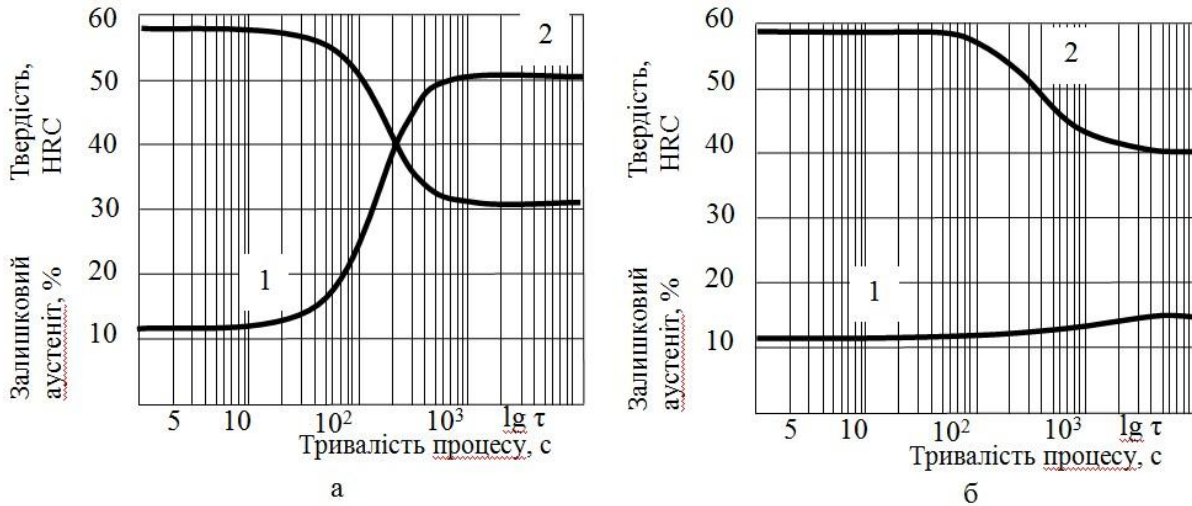


Рис. 1. Взаємозв'язок вмісту залишкового аустеніту (1) та твердості (2) високоміцного чавуну з 6,23 % мас., Si при температурі аустенізації 860 °С+5 °С від тривалості процесу та температури ізотермічного гартування (t_{iz}): а) $t_{iz}=350$ °С, б) $t_{iz}=450$ °С

Встановлено, що морфологічні особливості аустеніту (γ -фази) в бейніті дослідних чавунів мало залежать від вмісту міді в твердому розчині і визначається, головним чином, температурою ізотермічного гартування (табл. 1).

Таблиця 1.

Кількість стабілізованого аустеніту залежно від температури ізотермічного гартування

Температура ізотермічного гартування, °С	Зразки	Вміст міді, % мас.	Характеристика структури		
			Стабілізована кількість γ -фази, %	Твердість, HRC _э	Мікроструктура
350	1,2	6,25	46	32	Бейніт($\alpha+\gamma$)
	1,3	7,23	49,6	33	
	1,4	8,53	51,6	34	
450	1,2	6,25	15,4	40	Бейніт($\alpha+\gamma$)+мартенсит+троостит
	1,3	7,23	15,2	42	
	1,4	8,53	14,9	42	

Зростання твердості з підвищенням температури ізотермічного гартування свідчить про активізацію розпаду залишкового аустеніту мартенситним шляхом.

Металографічний аналіз зразків після прийнятої серії температур ізотермічного гартування (350 °С, 400 °С, 450 °С) підтвердив можливість отримання бейнітної структури мідистих високоміцних чавунів (Рис. 2). Тип нижнього і верхнього бейніту вкладається у відомі уявлення про

подібного роду структури ізотермічно загартованих Fe-X-C-сплавів, але відрізняється від останнього деякими особливостями:

- структура верхнього і нижнього бейніту містить включення ϵ -фази розміром до 160 мкм. Крім того, наявна мідиста фаза (~ 1 мкм) у вигляді точкових включень на межі α/γ -фази.

- між фазами міді в бейнітній структурі ізотермічно загартованих зразків у характеристичному мідному випромінюванні на рентгенівському мікроаналізаторі спостерігається яскраво виражена неоднорідність.

Детальне вивчення кривих інтенсивності K_{α} -випромінювання дозволило визначити, що більша частина міді вміщується в об'ємах, зайнятих γ -фазою, а також в граничних з графітом металевої матриці. Встановлено, що розчинність міді в бейнітній структурі ($860^{\circ}\text{C} \rightarrow 350^{\circ}\text{C} \rightarrow 20^{\circ}\text{C}$) становить приблизно 7 % мас, а гранична кількість стабілізованого графіту досягається за температури ізотермічного гартування 350°C .

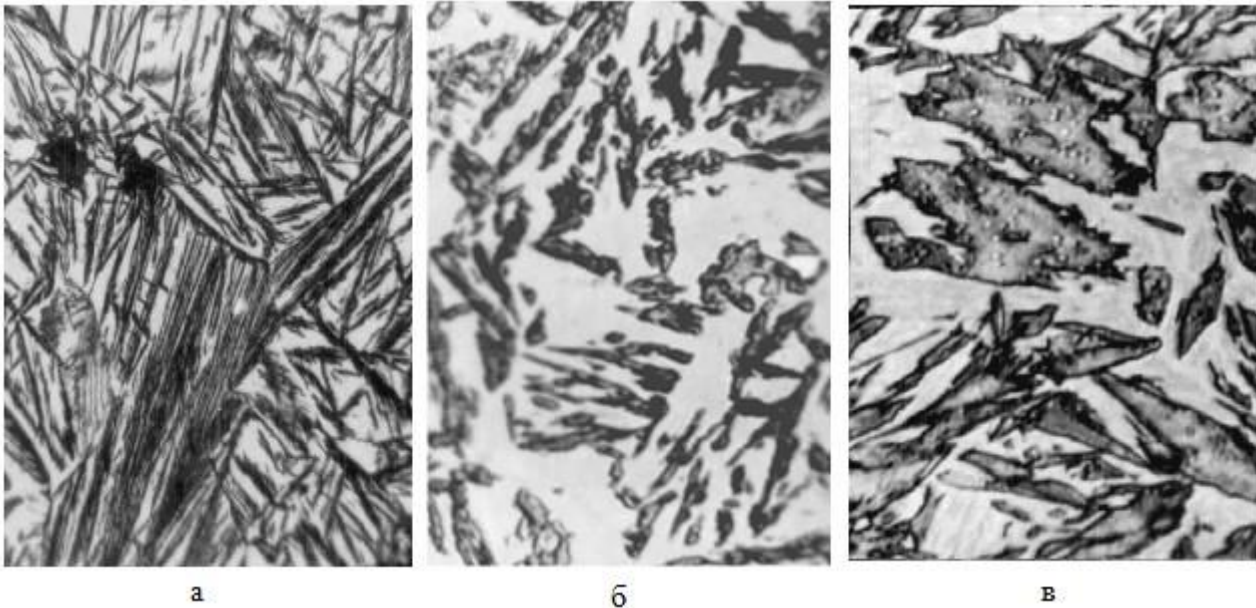


Рис. 2. Мікроструктура бейнітного мідистого високоміцного чавуну (8,53 % мас., Cu): а) $t_{iz}=350^{\circ}\text{C}$; б) $t_{iz}=400^{\circ}\text{C}$; в) $t_{iz}=450^{\circ}\text{C}$. Травл. X 950

Аналіз результатів зносостійкості дослідного чавуну показав, що параметри і вид термічної обробки суттєво впливають на опір руйнуванню дослідного сплаву при зношуванні в умовах тертя ковзання. Дослідження на зносостійкість в прийнятих умовах навантаження дозволили виявити тенденцію до покращення зносостійкості бейнітних з підвищенням вмісту міді при всіх температурах аустемперінгу. Найвищої зносостійкості набуває мідистий високоміцний чавун після ізотермічного гартування на структуру нижнього бейніту, яка складається із 50% α - і 50% γ -фаз [2].

Результати рентгенівського аналізу параметрів субструктури по товщині приповерхневого робочого шару зразків (рис. 3) після проведення на зносостійкість приведені на рисунку. В межах похибки методики експерименту встановлено, що характер зміни параметрів субструктури для дослідних зразків відповідає відомій трибологічній схемі, де зносостійкість даної категорії Fe-C сплавів оцінюється в умовах тертя ковзання з тиском в зоні контакту ≤ 2.5 МПа.

На відстанях близьких до поверхні тертя спостерігаються максимальні мікродеформації ϵ , фізичне фізичне уширення лінії (211) α -фази β і мінімальні розміри блоків D при підвищеній густині дислокацій ρ .

Помітним є те, що із збільшенням товщини досліджуваного шару зростає розмір блоків і зменшується значення інших параметрів субструктури і вже при глибині шару 7,5 мкм значення параметрів субструктури і, зокрема, розміри блоків досягають величини вихідного стану.

Спостерігається відома хвилеподібна зміна параметрів субструктури по товщині приповерхневого шару, яка визначається циклічністю перебігу дисипативних процесів в поверхневих шарах тертя спряжених тіл. Негативний вплив процесів теплової і механічної дії на опір руйнуванню робочого шару суттєво нейтралізується формуванням дисипативних структур.

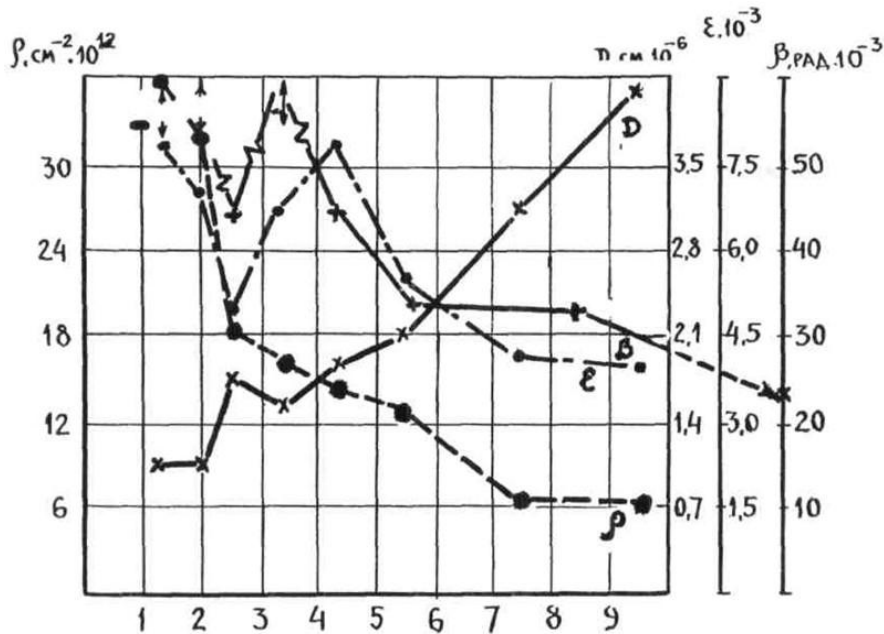


Рис. Зміна параметрів субструктури по глибині приповерхневого шару після випробування на стійкість проти спрацювання. Навантаження 2,5 МПа, $V=1\text{ м/с}$. ($t_{\text{ауст}}=350^\circ\text{C}$, $\text{Cu}=8.53\%\text{ мас}$).

Дисипація зовнішньої енергії пов'язана з утворенням нових динамічних станів і синергізмом об'єктів всіх структурних рівнів та в кінцевому випадку проявляється у теплових ефектах і виробництві ентропії. Спостереження фазового простору дослідної динамічної системи показує, що процес сомоорганізації дисипативних структур металеві матриці при зношуванні високоміцних мідистих чавунів повинен завершуватись утворення двох типів біфуркації.

Дисипативні складові, які утворюють високотемпературну біфуркацію (γ_1 -і γ_2 -фази) є стійкими, що визначається правилом виробництва ентропії $d=0$. Дисипативні структури з параметрами ds_{γ_1} та ds_{γ_2} знаходяться у стані рівноваги завдяки ефекту компенсації виробництва негативної ентропії $ds_{\gamma_1} = -ds_{\gamma_2}$. Ефект компенсації для мідистих високоміцних чавунів можливий, якщо припустити, що на момент утворення біфуркації γ_2 -фази у її складі є впорядкована структура. Такий стан γ_2 -фази може бути успадкований від одної із структурних складових основної матриці при особливих температурних і часових умовах дискретного контакту поверхні.

У металознавстві чавунів є відомості, що вказують на особливу структуру нижнього бейніту, який містить 50% стабілізованого аустеніту з впорядкуванням 2-го роду.

Висновки. Легування високоміцного чавуну міддю в кількості до 9% мас в поєднанні з оптимальним процесом термічної обробки дозволяє отримати дисипативні структури та підвищити зносостійкість виливок відповідального призначення. Найбільш високі параметри зносостійкості спостерігаються після обробки за температури ізотермічного гартування 350°C . Встановлено, що висока зносостійкість структури нижнього бейніту пов'язується з спільним впливом трибофаз (Гр.+ε-фази) і легованого міддю аустеніту.

Список використаних джерел:

1. Бобро Ю.Г. Износостойкие литые композиты, синтезированные на основе серых чугунов // Ю.Г.Бобро, Д.А.Гусачук, И.А.Парфентьева, Н.В.Дмитриук // Процессы литья. – № 4. – 2004. – С.75-80.
2. Бобро Ю.Г., Дмитриук Н.В., Гусачук Д.А. Высокомедистые чугуны с шаровидным графитом. // Литейное производство. – М. – 1997. – №7 – с. 9-11.
3. Гусачук Д.А., Зносостійкі литі композитні матеріали, отримані на основі сірих чавунів / Д.А. Гусачук, І.О. Парфентьева, Н.П. Зайчук // Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали VII науково-технічної конференції, 21...22 травня 2015 р., м. Київ / загальна редакція Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПШ», 2015. – С.161-163.
4. Бобро Ю.Г. Сьогодні і майбутнє чавунів як ливарних композитних матеріалів / Ю.Г.Бобро А.Ю.Бобро // Ідея.– № 4–5.– 1996/1997.– С.263–277
5. Бобро Ю.Г., Пивоваров В.М. Изотермическая закалка чугуна. – Харьков: Прапор. – 1968. – 112 с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 615.477:621.762

А.В. Дубок, В.В. Лашнева, А.В. Шинкарук*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины***МНОГОСЛОЙНЫЕ БИОКЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ КАК ПУТЬ К ПОВЫШЕНИЮ КАЧЕСТВА И СРОКА СЛУЖБЫ ЭНДОПРОТЕЗОВ ТАЗОБЕДРЕННОГО СУСТАВА**

Представлены результаты разработки и исследования физико-химических свойств нового многослойного полностью биосовместимого с организмом биоактивного керамического покрытия толщиной 100-200 мкм для металлических компонентов бесцементных эндопротезов тазобедренного сустава, изготовленных как из сплавов титана, так и из медицинской нержавеющей стали.

Ключевые слова: многослойное биоактивное керамическое покрытие, высокочистый стехиометрический гидроксипатит, диоксид циркония, стеклокерамика, бесцементный эндопротез тазобедренного сустава

А.В. Дубок, В.В. Лашнева, О.В. Шинкарук**БАГАТОШАРОВІ БІОКЕРАМІЧНІ ПОКРИТТЯ ЯК СПОСІБ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ТА ДОВГОВІЧНОСТІ ЕНДОПРОТЕЗА КУЛЬШОВОГО СУГЛОБА**

Наведено результати розробки та дослідження фізико-хімічних властивостей нового багатошарового повністю біосумісного з організмом біоактивного керамічного покриття товщиною 100-200 мкм для металевих компонентів безцементних ендопротезів кульшового суглоба, що виготовлені як з сплавів титану, так і медичної нержавіючої сталі.

Ключові слова: багатошарове біоактивне керамічне покриття, стехіометричний високочистий гідроксипатит, діоксид цирконію, склокераміка, безцементний ендопротез кульшового суглоба

A. Dubok, V. Lashneva, A. Shynkaruk**MULTILAYERED BIOACTIVE CERAMIC COATINGS – A WAY TO IMPROVE QUALITY AND SERVICE LIFE OF TOTAL HIP ENDOPROSTHESIS**

With the aim to reduce the micro movement and increase the service life of the hip endoprosthesis a three-layer coating on the surface of the endoprosthesis made of different types of bioactive ceramics with a total thickness of 100-200 μm was proposed and realized. The first layer of the coating consists of the composite hydroxyapatite – partially stabilized zirconia, the second layer - of stoichiometric hydroxyapatite, and the third layer - of bioactive glass with maximal bioactivity index. The first layer provides cyclic resistance of the coating that is an order of magnitude greater compared to pure hydroxyapatite, the second layer provides long lasting and durable integration of the coating with the adjacent bone tissue, and the third layer, which should be biotransformed during the rehabilitation time of the patient, provides the fastest and strong integration of the coating with the adjacent bone tissue as well as formation of strong bone adhesion with stoichiometric hydroxyapatite. A possible coating method should be the gas-detonation deposition, cold spray or other method that provides adhesion, the absence of thermal stresses and microcracks at the boundaries, and the preservation of the composition of the layers.

Keywords: multilayered bioactive ceramic coating, high-purity stoichiometric hydroxyapatite, zirconium dioxide, glass ceramics, total hip cementless endoprosthesis

Постановка проблеми. Материалы играют решающую роль в современной медицине. Убедительной иллюстрацией этого тезиса может служить прогресс хирургического лечения травм и заболеваний костей, в частности такой достаточно распространенной (миллионы случаев в год) травмы как перелом шейки бедра. Еще несколько десятилетий назад такая травма означала полную инвалидность пострадавшего с достаточно близким летальным исходом. В наши дни благодаря разработке новых биосовместимых материалов и конструкций из них в мире ежегодно имплантируется около 2 млн. эндопротезов тазобедренного сустава и в считанные дни после операции пациент почти полностью восстанавливает свою работоспособность, получает возможность продолжать творческую и производственную деятельность.

Однако недостатки современных эндопротезов, растущее количество операций повторного (ревизионного) эндопротезирования стимулируют интенсивные материаловедческие исследования в направлении улучшения качества эндопротезов, увеличения их срока службы и функциональных свойств. В частности, необходимость повторной операции эндопротезирования тазобедренного сустава в большинстве случаев вызвана нестабильностью компонентов эндопротеза, при этом чаще всего развивается нестабильность ножки [1-4].

Известно, что при имплантации эндопротеза ножка закрепляется в кости с помощью костного цемента – твердеющей в результате полимеризации полиметилметакрилатной массы (химическая фиксация) или бесцементным способом путем плотной посадки (механическая фиксация). Поскольку в обоих случаях контактирующие материалы имеют разные модули

упругости и поверхность контакта параллельна оси нагрузки, при циклической (физиологической) нагрузке на границе возникает микроподвижность. Например, в бесцементном эндопротезе ножка находится в непосредственном контакте с костью, из-за чего при нагрузке на конечность возникает ее микроподвижность, сопровождающаяся трением и образованием продуктов износа, мигрирующих в организм и вызывающих локальное асептическое воспаление. Это постепенно приводит к ослаблению тугой посадки ножки в костном ложе и ее расшатыванию. Кроме того, стремление максимально прочно закрепить ножку бесцементного протеза в кости приводит к перегрузке отдельных участков кости и угрозе ее разрушения либо развитию в этих местах лизиса кости, что также повышает вероятность расшатывания эндопротеза. Аналогичные процессы происходят и при химической фиксации эндопротеза, достоинством которой является достигаемая непосредственно в операционной большая прочность и надежность закрепления эндопротеза в кости. Поэтому цементное протезирование позволяет быстрее активировать больного и повышать нагрузку на оперированную ногу. К недостаткам цементного протезирования относятся нагрев цементной массы при ее полимеризации до температуры $80 - 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, что омертвляет прилегающую кость, охрупчивание цементной массы со временем и появление трещин, а также полная разгрузка этой кости (stress-shielding effect), что приводит к развитию в ней явлений локального остеопороза. В результате явления микроподвижности и расшатывания эндопротеза при цементном протезировании развиваются быстрее, чем при бесцементном.

Таким образом, оба используемые метода фиксации принципиально не позволяют исключить нарастающую со временем микроподвижность эндопротеза и обеспечить его длительное надежное функционирование. Как упоминалось выше, причина этого – использование в эндопротезе материалов с механическими свойствами, отличными от свойств кости. Только различие в модуле упругости приводит к тому, что при любых конструкциях эндопротезов в результате обычных нагрузок всегда возникают возвратно-поступательные циклические движения (нагруженные касательные смещения) по границам соприкосновения разнородных материалов (эффект напильника), которые и приводят к расшатыванию протеза, а также значительно ускоряют накопление дербиса – причины многих аллергических и иммунных реакций. Более детальное рассмотрение показывает, что для полного исключения подвижности необходимо для всех элементов конструкции протеза воспроизвести не только модуль упругости, но и упруго-пластический характер деформации и трещиностойкость кости – уникального природного композита, что еще пока никому не удавалось. Фактически эндопротез как чисто механическая конструкция имеет вполне определенный срок службы, зависящий от нагрузки (вес пациента, особенности походки), прочности кости (возраст, пол), количества движений.

На основе бесед с 12 пациентами (мужчины – 8, женщины – 4, возраст 70 ± 10 лет, вес 65 ± 15 кг, протезы как с цементной, так и бесцементной фиксацией), пережившими операцию ревизионного эндопротезирования, была выполнена ориентировочная оценка времени эксплуатации эндопротеза, составившая 6 ± 2 лет, и количества шагов за время эксплуатации, составившая 10 ± 6 млн. Несмотря на оценочный характер этих данных, они позволяют ориентироваться в реальных результатах таких операций в конкретных условиях. Необходимо отметить, что ревизионные эндопротезы менее физиологичны, чем первичные, качество бедренной кости также существенно ухудшается за время использования эндопротеза, иногда часть этой кости приходится удалять во время ревизионного эндопротезирования, потому срок службы ревизионных протезов существенно меньше, чем первичных.

Решение описанных проблем крайне актуально и важно для повышения качества эндопротезирования тазобедренных суставов – одной из самых эффективных и многочисленных ортопедических операций, что объясняет концентрацию в этом направлении усилий многих научных центров. Одним из возможных путей решения данной проблемы является нанесение покрытий на эндопротезы из гидроксиапатита (ГАП) - $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$, являющегося основной минеральной составляющей кости и широко используемого в медицине для восстановления костной ткани [5]. В настоящее время около 10 % всех эндопротезов (т.е. 200 – 300 тыс. в год) представляют собой бесцементные эндопротезы с гидроксиапатитовым покрытием. Считается, что уникальные биологические свойства гидроксиапатита (ГАП), позволяющие ему образовывать непосредственные биохимические связи с костью, уменьшают микроподвижность и продлевают срок эксплуатации эндопротеза. Но более детальное рассмотрение вносит в такие представления некоторые поправки. Во-первых, преобладающая часть упомянутых покрытий наносится методом плазменного распыления (plasma spray coating). Основные недостатки этого метода: осаждение расплавленных капель ГАП ($T_{\text{пл}}$ около 1450°C) на поверхность металла, нагретую до температуры

около 1000 °С, и быстрое закаливание капель при кристаллизации, в результате чего образуется ГАП с повышенным содержанием кристаллических дефектов, а часть ГАП закаливается в виде стеклофазы. Затем при охлаждении детали с покрытием до комнатной температуры - образование термических напряжений и микротрещин на границе металл – покрытие из-за различия коэффициентов термического расширения этих материалов. При этом чтобы предотвратить отслаивание покрытия его толщина не должна превышать 50 мкм – тогда разница в терморасширении подложки и покрытия реализуется только в виде термонапряжений на их границе и малого числа микротрещин, но не приводит к отслаиванию [6]. Однако стеклофаза и дефектный апатит растворяются в организме намного быстрее, чем кристаллический, поэтому покрытие толщиной 50 мкм может существовать в условиях организма только около года. Об этом и свидетельствуют пациенты, которым при ревизионном протезировании показывают ножки протезов, извлеченные из их бедренной кости без всяких усилий и не имеющие даже следов первоначального покрытия. Во-вторых, интеграция ГАП с костью требует времени и невозможна в условиях микроподвижности на их границе. В приведенном объяснении не учтен также факт повышенной адгезии коллагена, который присутствует в жидкостях организма и в составе кости, к поверхности ГАП. Поэтому через достаточно короткое время (порядка минут) поверхность ГАП оказывается покрытой слоем коллагена, который играет роль смазки при микроподвижности ножки и уменьшает износ в этой паре трения, а также (в силу адгезии коллагена к кости) играет роль тормоза в микроподвижности.

Из изложенного следует, что, не рассматривая другие методы повышения качества и срока службы эндопротезов, целесообразно остановиться на том, какой вклад в эти параметры может внести достигнутые к настоящему времени результаты в усовершенствовании технологии и свойств биоактивных керамических материалов и покрытий из них.

Основным недостатком существующих покрытий является повышенная скорость растворения (из-за дефектов и стеклофазы) и недостаточная толщина и прочность адгезии. Как показано в [7], кристалличность покрытия можно существенно повысить путем отжига при температуре 700 – 800 °С, однако количество микротрещин на границе при этом возрастает, а прочность адгезии уменьшается, т.е. такой путь неприемлем. Для преодоления этого недостатка, как очевидно, нужно изменить суть технологии нанесения покрытия - исключить высокотемпературные процессы и термоциклирование, что позволит одновременно воспользоваться основным преимуществом работы всех биоматериалов – стабильной температурой их эксплуатации при температуре человеческого тела. Такие методы создания покрытий существуют – это электрофорез, электронно-вакуумное испарение, высокочастотный перенос, а также динамические методы – газодетонационное осаждение и высокоскоростное напыление. С учетом суммы всех свойств (производительность, прочность адгезии, циклическая стойкость, кристалличность, возможность нанесения многослойных покрытий) следует выделить метод газодетонационного осаждения (ГДО) покрытий. Этот метод впервые в Украине разработан и освоен в ИПМ НАНУ в 60х- 70х годах прошлого столетия В.А. Шестерненковым под руководством С.Г. Тресвятского, а затем Г.В. Самсонова. Наиболее автоматизированная установка для такого нанесения покрытий эксплуатируется сейчас в Институте физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины под руководством д.ф.-м.н., проф. Н.И. Ключа. Особенности этого процесса и свойства получаемых покрытий изучены нами ранее [8, 9]. Суть метода заключается в ускорении порошка материала покрытия взрывной волной до скорости около 5М, соударении частиц порошка с поверхностью и расплющивании частиц, так что их диаметр увеличивается в 6 – 10 раз, что свидетельствует о высокоскоростной сверхпластичности материала покрытия в этих условиях и способствует сохранению его наноструктуры. В результате такого механо-химического взаимодействия достигается прочность адгезии порядка 60 - 80 МПа [8], что значительно выше допускаемой стандартом ISO прочности покрытий на основе гидроксиапатита (15 МПа) [10]. При правильном выборе технологического режима температура подложки в процессе напыления не превышает 70 °С, что исключает возможность образования термонапряжений и микротрещин в таком покрытии. По этой же причине толщина покрытия не ограничена и не влияет на прочность адгезии. Особенности этой технологии позволяют также наносить многокомпонентные и многослойные покрытия из материалов, которые активно взаимодействуют при совместном нагреве. Например, диоксид циркония (ZrO_2) активно взаимодействует с фосфатами кальция с образованием цирконата кальция, но в покрытии из смеси порошков диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия, и гидроксиапатита не удается обнаружить даже следов такого взаимодействия [9]. Более того, что очень важно, циклическая стойкость такого

многокомпонентного покриття оказується на порядок вище, чем стойкість покриттів из его компонентів - збільшується от 10^6 циклів до порядку $3 \cdot 10^7$ (что, кстаті, совпадає с наблюдаемым временем разрушения и необходимым количеством циклов нагрузки при службе покриття). Повышенная циклическая стойкость, по-видимому, является следствием структуры многокомпонентного покриття и интенсивной пластической деформации его компонентів при нанесении покриття. Эти факторы значительно расширяют температурный интервал проявления высокоскоростной сверхпластичности в область более низких температур. Таким образом, блокируется обычный процесс периодического откалывания покриттів в виде шахматной доски в результате образования при циклических нагрузках стоячих волн растяжения и сжатия [11]. Поэтому для длительного сохранения покриття на ножке эндопротеза в условиях циклических нагрузок целесообразно нанести на него именно такое многокомпонентное покритие (здесь и далее % по массе): 50 % $ZrO_2(4-6 \% Y_2O_3)$ + 50 % ГАП. Нужно отметить, что керамика на основе $ZrO_2(4-6 \% Y_2O_3)$ широко используется сейчас в стоматологии для изготовления коронок зубов, а также имплантатов, проявляя отличную биосовместимость, хотя по своей природе это типичный биоинертный материал и об интеграции его с твердыми либо мягкими тканями организма не может идти речи. Можно наметить также перспективный путь усовершенствования покриттів. Он состоит в том, что частично стабилизированный диоксид циркония, который дает керамику повышенной прочности, можно получить не только при легировании оксидом иттрия, но также и другими оксидами редкоземельных элементов (либо их комбинаций), в частности, при использовании диоксида церия. Такой состав исключает превращение тетрагональной фазы диоксида циркония в моноклинную из-за агрессивного действия биологической среды и, кроме того, этот оксид обладает бактерицидными свойствами. Поэтому многокомпонентное покритие, изготовленное с применением диоксида церия, будет обладать еще одним дополнительным ценным биологическим свойством – бактерицидностью, что может способствовать улучшению качества и продлению срока службы эндопротезов с таким покритием.

Однако многокомпонентное покритие, наполовину состоящее из биоинертного материала, будет обладать меньшей способностью к биоинтеграции с костью – одной из основных задач такого покриття. Чтобы восстановить это свойство, целесообразно, используя важное преимущество метода ГДО, нанести сверху покриття 50 % $ZrO_2(4-6 \% Y_2O_3)$ +50 % ГАП покритие из чистого гидроксиапатита. Известно, что гидроксиапатит – наиболее медленно растворимый из всех ортофосфатов кальция в среде организма, и через 8 лет пребывания в организме на поверхности плотной керамики из этого материала наблюдаются только небольшие следы резорбции [12]. Поэтому плотное малопористое покритие из этого материала, изготовленное методом ГДО, должно функционировать в среде организма существенно дольше, чем такое же, но дефектное, трещиноватое, с включениями стеклофазы покритие, изготовленное промышленным методом плазменного напыления.

Более того, свойство остеоинтеграции с прилегающей костью можно значительно усилить, если на поверхность гидроксиапатита нанести еще один слой покриття из биоактивного стекла с максимальным индексом биоактивности, близкого по составу к стеклу Хенча 45S5. Скорость интеграции такого стекла с костью в 9 раз больше, чем для чистого ГАП [13], а прочность соединения с костью была продемонстрирована автором этого стекла еще более 30 лет назад. Даже в чашке Петри в физрастворе штабик стекла соединяется с костью настолько прочно, что при растяжении всегда рвется образец, но никогда – место соединения его с костью [14]. Выбранное биостекло резорбирует в среде организма быстрее, чем ГАП, но результат этой резорбции – костно-керамический комплекс, образовавшийся на месте биостекла [9], содержит избыточное количество коллагена и способен существенно модифицировать характер микроподвижности ножки эндопротеза на его границе с костью. Вместо нагруженного трения при микроподвижности, приводящего к ускоренному износу пары трения (эффект напильника), будет наблюдаться разрыв и образование биохимических связей поверхность кости – поверхность биоактивного покриття на ножке эндопротеза. Эти связи реализуются через коллаген, слой которого остается после резорбции биостекла, а поскольку эти связи имеют молекулярный размер и характер, то в макромасштабе это должно иметь вид движения в очень вязкой среде (эффект липучки) и не сопровождаться износом.

Таким образом, создание многослойного биоактивного покриття на поверхности эндопротеза, обладающего комплексом описанных свойств, является перспективным путем для решения важнейшей проблемы эндопротезирования- повышения стабильности фиксации

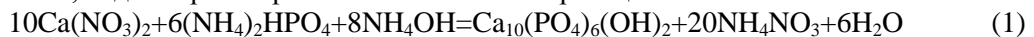
эндопротеза в костной ткани, что необходимо для продления срока службы эндопротезов и минимизации вероятности ревизионного протезирования.

Постановка задач. В работе поставлена цель – повысить качество и увеличить срок службы бесцементного эндопротеза тазобедренного сустава путем нанесения многослойного биоактивного керамического покрытия на ножку и внешнюю поверхность чашки эндопротеза.

Изложение основного материала. Для нанесения покрытий выбран метод газодетонационного осаждения, методика нанесения которого подробно описана в [8,9]. В качестве материалов для нанесения покрытий выбраны используемые при изготовлении эндопротезов сплав титана ВТ 6 и нержавеющая сталь 12Х18Н10Т.

В качестве исходных веществ для синтеза порошков для напыления выбраны нитрат кальция, двузамещенный фосфат аммония, водный раствор аммиака, цирконил азотнокислый, иттрий азотнокислый, натрия карбонат, кальция карбонат и фосфат, кислота кремниевая и дистиллированная вода. Все реактивы квалификации «хч».

Порошок гидроксиапатита для напыления получали методом совместного химического осаждения из водных растворов нитрата кальция и двузамещенного фосфата аммония, взятых в заданном соотношении, водным раствором аммиака согласно реакции



Осаждение проводили при комнатной температуре при pH = 12 и интенсивном перемешивании компонентов. Полученный осадок выдерживали в маточном растворе в течение суток при периодическом перемешивании, после чего кипятили в течение 1 ч, охлаждали, отстаивали, декантировали и для промывки доливали горячую дистиллированную воду, снова отстаивали и декантировали. Процесс промывки горячей дистиллированной водой повторяли 5 раз. Промытый осадок сушили примерно 3-4 ч в сушильном шкафу при температуре 80 °С, затем формовали и спекали по режиму получения прозрачной керамики из гидроксиапатита [15] и полученную керамику измельчали в фарфоровой ступке.

Порошок диоксида циркония с добавкой оксида иттрия получали методом совместного химического осаждения из смеси водных растворов нитратов цирконила и иттрия, взятых в заданном соотношении, водным раствором аммиака при постоянном перемешивании с помощью магнитной мешалки. Полученный осадок отстаивали около 8 ч, декантировали и промывали несколько раз дистиллированной водой, после чего сушили в сушильном шкафу при температуре 120 °С, прокаливали 2 ч на воздухе при температуре 1200 °С и после охлаждения измельчали в агатовой ступке.

Порошок для напыления на основе биоактивного стекла химического состава 24,5 % Na₂O+24,5 % CaO+45,0% SiO₂+6% P₂O₅ получали путем термообработки смеси карбоната натрия, карбоната и фосфата кальция и кремниевой кислоты, взятых в заданном соотношении, при температуре 1350 °С до полного расплавления смеси, последующего медленного охлаждения и измельчения полученного стекла в фарфоровой ступке.

Многокомпонентный порошок получали путем смешения в фарфоровой ступке одинаковых фракций порошков ГАП и ZrO₂(4-6% Y₂O₃) в соотношении 1:1.

Для определения оптимального размера частиц в порошке для нанесения покрытий выбранным методом синтезированные порошки после измельчения рассеивали по фракциям через сита с разным диаметром отверстий и определяли качество покрытий (наличие пор, микротрещин, раковин и других дефектов) после нанесения порошков разных фракций.

Химический состав синтезированных порошков определяли методами атомно-абсорбционного и растворного химического анализов, а также методами инфракрасной спектроскопии (ИК).

Рентгеновские исследования проводили с помощью установки ДРОН-3М (НПО «Буревестник», СССР) в Cu K_α излучении. Форму частиц исследовали методами растровой электронной микроскопии с помощью электронного микроскопа ZEISS 50 XVP (Германия).

Адгезионную прочность определяли по методике [16,17].

Результаты анализа химического состава порошка гидроксиапатита, подготовленного для нанесения покрытия, представлены в табл. 1.

Таблица 1.

Химический состав синтезированного порошка гидроксиапатита

Содержание основных веществ, %				Содержание тяжелых металлов, 10 ⁻⁴ %			
P ₂ O ₅	CaO	SrO	H ₂ O	As	Cd	Hg	Pb
32,9	63,7	0,8	2,6	2,0	1,0	0,2	2,5

Из приведенных результатов видно, что синтезированный порошок представляет собой высокочистый стехиометрический гидроксиапатит, содержание тяжелых металлов (As, Cd, Hg, Pb) в сумме не превышает $6 \cdot 10^{-4} \%$, что значительно ниже значения, допустимого требованиями международных стандартов ($\leq 43 \cdot 10^{-4} \%$) [10]. Соотношение Ca/P = 1,65.

Анализ ИК спектров порошка показал присутствие типичных для гидроксиапатита максимумов поглощения для фосфат-иона PO_4^{3-} (1087, 1046, 962, 601, 571 cm^{-1}) и ОН-групп (3572, 631 cm^{-1}), также регистрировались максимумы поглощения для карбонат-ионов CO_3^{2-} (1463, 1414 cm^{-1}) и воды (2928, 2857 cm^{-1}), что свидетельствует о том, что синтезированный порошок представляет собой карбонат-гидроксиапатит. Это приближает его определенным образом к гидроксиапатиту биологического происхождения.

Химические составы порошков стекла и диоксида циркония с добавкой оксида иттрия, как показали исследования, соответствуют расчетным значениям. Основные установленные примеси: $\text{Si} \geq 1 \%$, $\text{Mn} \leq 0,1 \%$, $\text{Fe} \leq 1 \%$, $\text{Al} \approx 1 \%$.

Результаты рентгеновских исследований показали, что по фазовому составу синтезированный порошок ГАП представляет собой кристаллический гидроксиапатит, рефлексы других фаз отсутствуют, порошок $\text{ZrO}_2(4-6 \% \text{ Y}_2\text{O}_3)$ – твердый раствор на основе тетрагонального ZrO_2 , а также подтвердили отсутствие кристаллической фазы в биостекле и отсутствие взаимодействия и термонапряжений между покрытием и подложкой. Это объясняется тем, что материал покрытия вводят во фронт ударной волны на значительном расстоянии (5 – 20 см) от места детонации, что в некоторой степени подобно укладке частиц порошков при их прокатке.

Типичные формы частиц и их распределение по размерам в синтезированных порошках представлены на рис. 1.

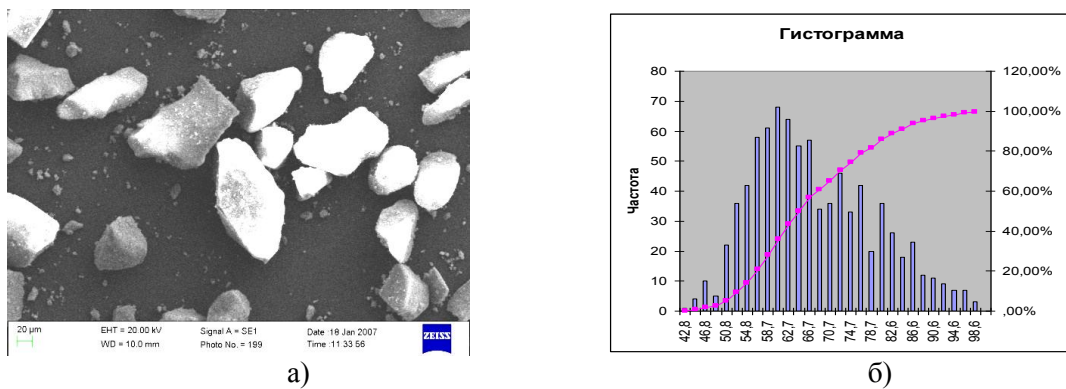
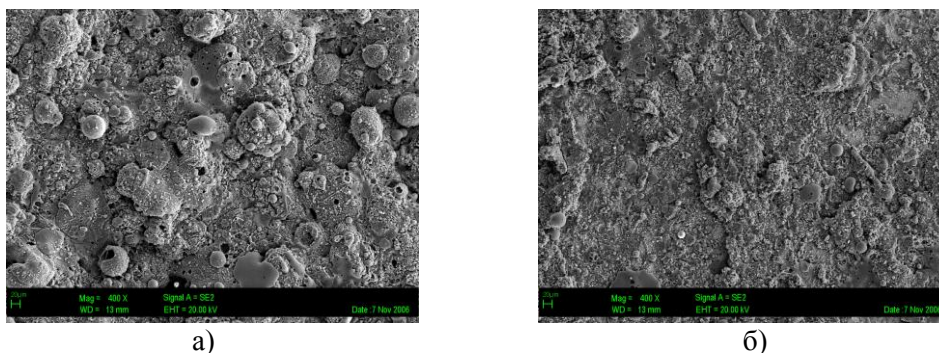
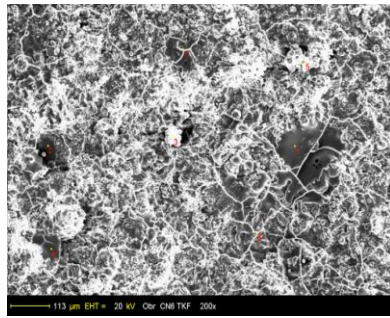


Рис.1. - Форма частиц (а) и распределение их по размерам (б) в синтезированных порошках гидроксиапатита

Видно, что частицы в порошках имеют осколочную, далекую от изометрической форму, достаточно плотную и беспористую поверхность и довольно широкое распределение по размерам. Последнее связано с неизометрической формой частиц, а также прилипанием при рассеивании мелких частиц к большим по размерам. На рис. 2 приведены поверхности покрытий, полученные напылением на металлические подложки порошков с разным размером частиц.





в)

Рис.2. - Поверхности напыления в зависимости от размера частиц в синтезированных порошках: а) 40-60 мкм, б) 60-80 мкм, в) 80-100 мкм

Видно, что поверхности характеризуются рельефностью и что наиболее качественная и наиболее плотная поверхность наблюдается при напылении порошков с размером частиц 60-80 мкм.

Исследование механических свойств многослойного покрытия толщиной 200 мкм, нанесенного на подложки из титанового сплава и нержавеющей стали показало, что его адгезионная прочность составляет 64-82 МПа и в несколько раз выше требований международных стандартов для покрытий на основе гидроксиапатита (15 МПа).

На рис. 3 представлены чашка и ножка бесцементного эндопротеза тазобедренного сустава стандартной конструкции, изготовленные из сплава титана ВТ 6, на которые нанесено разработанное многослойное покрытие толщиной 200 мкм: 1 слой – смесь 50 % кристаллический стехиометрический ГАП + 50 % $ZrO_2(4-6\% Y_2O_3)$, 2 – кристаллический стехиометрический ГАП, 3 – биоактивное стекло химического состава 24,5 % Na_2O +24,5 % CaO +45,0 % SiO_2 + 6% P_2O_5 .



Рис.3.- Ножка и чашка бесцементного тотального эндопротеза тазобедренного сустава с разработанным многослойным керамическим покрытием

Нанесение разработанного многослойного нетоксичного, полностью биосовместимого с окружающими тканями биоактивного керамического покрытия толщиной 100 – 200 мкм на ножку и внешнюю поверхность чашки эндопротеза блокирует выход металлических ионов в организм, повышает биосовместимость эндопротеза с организмом и усиливает остеоинтеграцию эндопротеза с костью без образования промежуточного слоя соединительной ткани. Благодаря повышенной адгезии, а также отсутствию термонапряжений и микротрещин на границе с металлом покрытие не поддается расслоению и откалыванию. Таким образом, покрытие обеспечивает надежную длительную биологическую фиксацию эндопротеза в костной ткани, повышает его стабильность, надежность, а также длительность функционирования и в целом качество эндопротезирования.

ВЫВОДЫ. В статье изложена идея и опробована технология получения нового многослойного полностью биосовместимого с организмом покрытия, первый слой которого представляет смесь (1:1) керамического стехиометрического гидроксиапатита и частично стабилизированного диоксида циркония, второй – керамический стехиометрический гидроксиапатит и третий – биоактивное стекло состава 24,5 % Na_2O +24,5 % CaO +45,0 % SiO_2 + 6% P_2O_5 .

Проанализированы различные технологические приемы нанесения покрытий на эндопротезы и показано, что покрытие толщиной 100-200 мкм и более, с повышенной адгезионной прочностью, без термонапряжений и микротрещин на границе с металлом может быть нанесено на ножку и внешнюю поверхность чашки бесцементного эндопротеза тазобедренного сустава, изготовленных как из сплавов титана, так и нержавеющей стали, например, методом газодетонационного осаждения.

Многослойное покрытие, нанесенное таким способом, обеспечивает повышенную биосовместимость эндопротеза с организмом и создает условия для надежной биологической фиксации эндопротеза в кости, что повышает надежность и длительность его функционирования и в целом качество эндопротезирования.

Авторы выражают благодарность сотрудникам Института физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины проф., д.ф.-м.н. Ключо Н.И. и к.ф.-м.н. Темченко В.П. за изготовление образцов с биоактивным керамическим покрытием и сотруднице Института физики НАН Украины к.ф.-м.н. Херуненко Л.И. за проведение микроструктурных измерений.

Список использованных источников:

1. Максимов А.Л. Анализ причин асептической нестабильности эндопротеза тазобедренного сустава компании «Алтимед»/А.Л. Максимов, Е.Н. Горбач, А.В. Каминский//Электронный научный журнал. Современные проблемы науки и образования. - Раздел Медицинские науки. -2012.-№ 5. [Электронный ресурс]. Режим доступа: www.science-education.ru/ru/article/view?id=7113,
2. Филиппенко В.А. Определение напряженно-деформированного состояния системы «эндопротез-кость» при различных степенях их контакта / В.А. Филиппенко, З.М. Мителева, Д.Е. Петренко и др. // Ортопедия, травматология и протезирование.- 2003. - № 3.- С. 96-100,
3. Филиппенко В.А. Особенности подбора ножек бесцементного эндопротеза при первичном эндопротезировании / В.А. Филиппенко, Д.Е. Петренко, О.А. Подгайская и др.: Зб. наук.праць «Актуальні питання ортопедії та травматології». - Запоріжжя, 2008. -Вип. 73, кн. 2. - С. 69-72,
4. Гайко Г.В. Передумови розвитку асептичної нестабільності тотального безцементного эндопротеза кульшового суглоба (біомеханічне та математичне моделювання/ Г.В. Гайко, В.М. Підгаєцький, О.М. Сулима та ін.//Ортопедия, травматология и протезирование.- 2009. - № 1.-С.10-17,
5. Дубок В.А. Современные неорганические синтетические биоматериалы для пластики кости - пути и результаты усовершенствования//В.А. Дубок, Г.В. Гайко, А.Т. Бруско та ін.// Актуальні проблеми сучасної медицини. Вісник Української медичної стоматологічної академії.- 2007.-Т.7.-Вип.1-2.-С.271-280.
6. Zyman Z. Amorphous phase and morphological structure of hydroxyapatite plasma coatings /Z.Zyman, J.Weng, X.Liuet et al.//Biomaterials.- 1993.- Vol.14.- No3.- P. 225-228.
7. Zyman Z. Phase and structural changes in hydroxyapatite coatings under heat treatment/ Z. Zyman, J. Weng, X. Liuet et al.// Biomaterials.- 1994.- Vol.15.- No.2.-P.151-155.
8. Klyui N.I. Propertie of the hydroxyapatite coatings obtained by gas-detonation deposition on titanium substrates / N.I. Klyui, V.M. Temchenko, A.P. Gryshkov et al. //Functional materials.-2011. –Vol.18.- № 3.-P. 285-292.
9. Ключо Н.И. Газодетонационные биоактивные композитные покрытия для имплантатов/Н.И. Ключо, В.А. Дубок, В.П. Темченко и др. - В кн. Гл. ред. А.Г. Наумовец «Наноразмерные системы и наноразмерные материалы: исследования в Украине»- Киев: Академперіодика, 2014. – С.419-424,
10. ISO 13779-2:2008. Implants for surgery. Hydroxyapatite. Part 2:Coatings of hydroxyapatite,
11. Панин В.Е. Наноструктурирование поверхностных слоев и нанесение наноструктурных покрытий/ В.Е. Панин, В.П. Сергеев, А.В.Панин. - Томск: Изд-во ТПУ, 2008. - 285 с.,
12. Jarcho M. Calcium phosphate ceramics as hard tissue prosthetics/ M. Jarcho//Clin.Orthop. Relat. Res.-1981. –157.- P. 259-278
13. Hench L.L. Biological application of bioactive glasses/L.L. Hench, J.K. West//Life Chem.Rep. -1996.-V.13.- P.187-241,
14. Hench L.L. The story of Bioglass/ L.L. Hench//J Mater Sci: Mater Med.-2006. – V. 17. P. 967–978,
15. Скороход В.В. Особенности прессования и спекания нанодispersных порошков гидроксиапатита /В.В. Скороход, С.М. Солонин, В.А. Дубок и др. // Порошковая металлургия. - 2008. - №9/10. - С. 21-30.
16. Yaroshevskaya L.A. Evaluating the composite section method of determining the elastic properties of enamel coatings/ L.A. Yaroshevskaya, B.A. Lyashenko, R.V. Tolstopyatov et al.//Strength of Materials.-1972.-V.4.-№ 5. –P.634-636.
17. Lyashenko B.A. Mechanical characteristics of metal-sprayed coating composites/B.A. Lyashenko, S.Yu. Sharivker, O.V. Tsugulev//Strength of Materials.-1989. –Vol.21.-№8. –P. 1021- 1023.

Рецензенты статьи:

Александр Борисович Брик - чл.-кор. НАНУ, проф., д.ф.-м. наук, зав. отд. Института геохимии, минералогии и рудообразования НАН Украины

Курочкин Владимир Данилович - д.х.н., вед. научн. сотр. Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

Стаття надійшла до редакції 13.04.2017.

УДК 621.762

Т.А. Епифанцева*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины***ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА ВКЛЮЧЕНИЙ ЖЕСТКОЙ ФАЗЫ ВОЛЬФРАМОВОГО СПЛАВА В СОСТАВЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕДИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НЕСПЕЧЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ ОБЛИЦОВОК КУМУЛЯТИВНЫХ ЗАРЯДОВ**

Исследованы особенности микроструктуры неспеченных прессовок конусной формы гетерогенного состава на основе меди и включений вольфрамового сплава полученных по схеме уплотнения составным нижним пуансоном. Изучено влияние количества частиц вольфрамового сплава в составе порошковой композиции на основе меди на характер образования и распределения дефектов (пор и трещин) в структуре неспеченных прессовок конусной формы при толщине стенки 2мм. Установлены особенности структуры при содержании объемной доли включений 10%, 20%, 32%. Проведена оценка картины микроструктуры, что позволило выбрать оптимальный состав для формирования технологически прочных неспеченных порошковых облицовок гетерогенного состава на основе пластичной матрицы и твердых включений.

Ключевые слова: порошковые облицовки, структура гетерогенного состава.

Т.О. Єпифанцева**ВПЛИВ КІЛЬКОСТІ ВКЛЮЧЕНЬ ЖОСТКОЇ ФАЗИ ВОЛЬФРАМОВОГО СПЛАВУ У СКЛАДУ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ МІДІ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ НЕСПЕЧЕНИХ ПОРОШКОВИХ ОБЛИЦЬОВОК КУМУЛЯТИВНИХ ЗАРЯДІВ**

Досліджено особливості микроструктури неспечених пресовок конусної форми гетерогенного складу на основі міді та включень вольфрамового сплаву отриманих за схемою ущільнення складовим нижнім пуансоном. Вивчено вплив кількості частинок вольфрамового сплаву в складі порошкової композиції на основі міді на характер освіти і розподілу дефектів (пор і тріщин) в структурі неспечених пресовок конусної форми при товщині стінки 2 мм. Встановлено особливості структури при утриманні об'ємної частки включень 10%, 20%, 32%. Проведено оцінку картини микроструктури, що дозволило вибрати оптимальний склад для формування технологічно міцних неспечених порошкових облицювань гетерогенного складу на основі пластичної матриці і твердих включень.

Ключові слова: порошкові облицювання, структура гетерогенного складу

T.A. Epifantseva**INFLUENCE OF QUANTITY OF INCLUSIONS OF HARD PHASE OF TUNGSTEN ALLOY IN COMPOSITION OF COPPER COMPOSITE MATERIAL FOR THE FORMATION OF STRUCTURE OF UNBEATED POWDER COATINGS OF CUMULATIVE CHARGES**

The features of the microstructure of unsintered compacts of a cone-shaped heterogeneous composition based on copper and inclusions of a tungsten alloy obtained by the compaction scheme with a composite lower punch are investigated. The influence of the amount of chalcites of a tungsten alloy in the composition of a copper-based powder composition on the character of the formation and distribution of defects (pores and cracks) in the structure of unsintered cone compacts at a wall thickness of 2 mm was studied. The structural features are determined for the content of the volume fraction of inclusions of 10%, 20%, 32%. The microstructure picture was evaluated, which allowed to choose the optimum composition for forming technologically strong unsintered powder coatings of heterogeneous composition on the basis of a plastic matrix and solid inclusions.

Key words: powder coatings, structure of heterogeneous composition.

Конструкционный материал (КМ) гетерогенного состава на основе меди нашел широкое применение как материал специального назначения. До недавнего времени в силу ряда специфических особенностей, например отсутствие взаиморастворимости компонентов смеси гетерогенного состава при комнатных температурах, большое число систем на основе меди и включений жестких компонентов было фактически вне практического рассмотрения [1]. Решением использования порошкового материала гетерогенного состава для формирования кумулятивной струи эффективного действия послужил опыт применения порошковых облицовок в кумулятивных зарядах малых габаритов используемых для перфорации скважин [2]. Применение порошковых материалов на основе пластичной матрицы и включений позволил создать кумулятивный заряд разного назначения с заданными параметрами проникновения по диаметру и глубине пробития стальных преград. Основная особенность облицовок из порошковой системы гетерогенного состава заключается в создании кумулятивной струи из смеси компонентов с большой разницей удельных масс и точек плавления. Присутствие в кумулятивной порошковой струе частиц разного удельного веса приводит к перераспределению градиента скоростей как в

процессе ее формирования так и при растяжении. Анализ применения порошковых облицовок из композиционных материалов (КМ) на основе меди показал, что порошковая композиция Cu-Pb-C успешно используется для перфорации нефтяных и газовых скважин [3]. На практике для перфорации скважин используются кумулятивные заряды с порошковой облицовкой Cu-Pb-C, которые обеспечивают отсутствие песта в пробитых каналах и увеличение глубины пробития, по сравнению с облицовками штампованного литого материала, рис. 1,2.

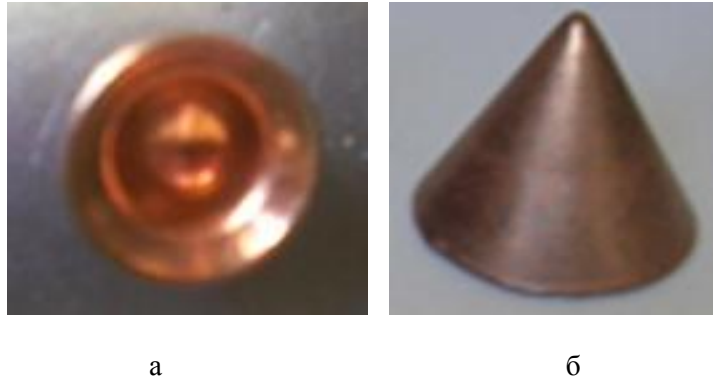


Рис. 1. - Облицовка кумулятивного заряда: а - штампованная листовая медь. б - порошковый композиционный материал на основе меди Cu-Pb-C.

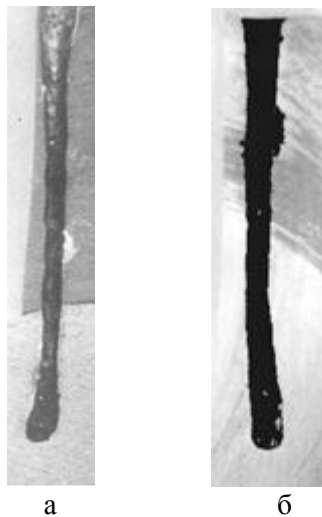


Рис. 2. - Канал образованный в комбинированной мишени при пробитии кумулятивным зарядом: а- штампованная облицовка из листовой меди: б - порошковая облицовка

Наличие низкой плотности порошкового материала облицовок гетерогенного состава Cu-Pb-C ($\theta = 10\%$ пор, рис.1, б), полученных методом холодного прессования, в сравнение с литым материалом (листовая медь рис.1,а), предопределяет особые требования к распределению включений в структуре материала [4].

Несмотря на многолетний опыт использования порошковых облицовок состава Cu-Pb-C, исследования по управлению свойствами материала вдоль образующей конуса и распределением жесткой фазы в объеме изделий продолжают [5]. Выполнение задачи повышение параметров пробития кумулятивных зарядов (диаметр и глубина входного отверстия) может быть достигнуто за счет использования порошковых облицовок с уникальной структурой. Интересным решением представляет вопрос повышения энергетического запаса материала струи способного повысить эффективность действия кумулятивного заряда за счет формирования уникальной структуры материала облицовок. Создание порошковых облицовок с заданным распределением частиц включений и плотности вдоль образующей конуса, при толщине стенки 2 мм из КМ на основе меди и включений вольфрамового сплава, предreshает поиск технологических возможностей выполнения поставленной задачи. Решение поставленной задачи возможно путем выбора оптимальной схемы уплотнения [6].

Создание изделий с заданным распределением плотности и жестких включений по толщине образующей связано не только с выбором оптимальной схемы прессования, но и с установлением оптимального количества частиц жесткого компонента в смеси для изготовления технологически прочных изделий.

В настоящей работе исследовалось влияние содержания количества жесткого компонента вольфрамового сплава и варианта схемы консолидации гетерогенного материала методом холодного прессования изделий конусной формы на формирование микроструктуры. Работа направлена на создание технологически прочных прессовок с разным распределением плотности по ширине образующей тонкостенного конуса. Сложность решаемой проблемы обусловлена присутствием жестких частиц ($W_{\text{спл.}}$) в составе порошкового композиционного материала на основе меди, что усложняет задачу формирования структуры прессовок [7].

К порошковым неспеченным облицовкам предъявляется требование технологической прочности, следовательно, при прессовании тонкостенного конуса необходимо консолидировать смесь высокой степени уплотнения матрицы. При этом необходимо решать задачи обеспечения не только разного распределения плотности по ширине образующей, но и заданного распределения включений в объеме матрицы прессовки вдоль образующей конуса, что может быть достигнуто, как показано ранее, путем использования схемы прессования составными пуансонами [8,9].

Цель настоящей работы - исследовать особенность структуры порошковых облицовок от количества включений жесткой фазы вольфрамового сплава в составе гетерогенного материала на основе меди.

Предметом исследований данной работы явилось выявление закономерности формирования микроструктуры неспеченных прессовок конусной тонкостенной формы, которые получены путем консолидации порошковой гетерогенной смеси на основе пластичной матрицы и жестких включений вольфрамового сплава. Применение схем консолидации порошковой смеси составным пуансоном вызвано необходимостью оптимизации технологии изготовления конусных изделий с заданным распределением плотности и свойств по ширине образующей.

Особенность исследований заключается в сопоставлении анализа экспериментальных данных картины микроструктуры с показателем плотности и распределением частиц твердых включений в объеме прессовки, как вдоль, так и по ширине образующей тонкостенного конуса. Создание порошковых облицовок разной плотности по толщине образующей позволит выявить местоположение частиц в струе под действием детонационных сил при ее формировании, растяжения и проникновении в преграду.

Изучив качественную картину микроструктуры неспеченных прессовок гетерогенного состава на основе пластичной матрицы и включений, нами выбрано основополагающее положение формирования изделий конусной формы с заданным распределением плотности по толщине образующей. Полученный результат позволит регулировать конечные свойства материала прессовок за счет использования пресс-формы с составным пуансоном. Регулирование структурой холоднопрессованного материала возможно путем изменения объема и направления давления прессования относительно основания конуса [10].

Таким образом, решение поставленной задачи может быть достигнуто за счет выбора оптимальной схемы формирования и количества жестких включений на основе результатов экспериментальных исследований микроструктуры изделий конусной формы, которая определена особенностями свойств компонентов гетерогенной смеси.

Объект и методы исследований

Порошковая смесь была приготовлена методом механического смешивания компонентов согласно весовой пропорции Cu-20 % (масс.) $W_{\text{спл.}}$, Cu-38 % (масс.) $W_{\text{спл.}}$, Cu-50 % (масс.) $W_{\text{спл.}}$. Исходные компоненты смеси: электролитический порошок меди марки ПМС-1 (пикнометрическая плотность частиц $\rho = 8,96 \text{ г/см}^3$), частицы которого имели форму дендритов размером - 40 мкм (ГОСТ 4960—75), и порошок вольфрамового сплава W-7Ni-3Fe со средним размером частиц 28 мкм ($\rho = 17,15 \text{ г/см}^3$). Тяжелый сплав на основе вольфрама (W-7% Ni-3%Fe), получаемый методом совместного восстановления механически смешанных кислородсодержащих компонентов, хорошо изучен [11]. Размер частиц вольфрамового сплава (W-7Ni-3Fe) 30 мкм, $\rho = 17,15 \text{ г/см}^3$, содержание кислорода 1,98, удельная поверхность материала, $S_{\text{уд}} = 0,108 \text{ м}^2/\text{г}$. Из исходных компонентов методом механического перемешивания готовили гетерогенную смесь состава 1-3.

Расчетная плотность смеси: состава 1 Cu-20 % (масс.) $W_{\text{спл.}} \gamma_1 = 9,91 \text{ г/см}^3$. состава 2 Cu-38 % (масс.) $W_{\text{спл.}} \gamma_2 = 10 \text{ г/см}^3$, состава 3 Cu-50 % (масс.) $W_{\text{спл.}} \gamma_1 = 11,7 \text{ г/см}^3$. Геометрия порошковых облицовок соответствовала размерам чертежа заряда ЗПІ- 67. Облицовки для кумулятивного заряда ЗПІ 67-150 изготавливали по технологической схеме: приготовление смеси, объемная засыпка, прессование составным пуансоном (схема рис.2). Средняя масса порошковой облицовки была подобрана экспериментально по объему засыпки: состав 1-24г, состав 2 – 26г, состав 3- 29г. Давление прессования 600 МПа (рис.2 а, б). Металлографические исследования проводились на холоднопрессованных образцах, относительная плотность в среднем 0,86. Облицовки состава 1,2,3 изготовлены по одной схеме прессования.

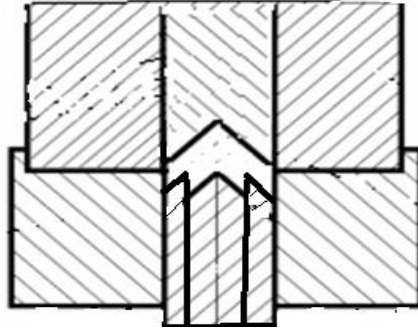


Рис.3. - Схема прессования порошковых облицовок составным нижним пуансоном

При проведении исследования использовали экспериментальные методы: оптическую и сканирующую электронную микроскопию, рентгеноспектральный и спектральный химические анализы. Анализ микроструктуры неспеченных прессовок конусной формы проведен с помощью растрового микроскопа "Superprobe-733". Встроенная в этот прибор приставка для рентгеновского анализа позволила проследить за распределением элементов на макро- и микроуровнях. Структуру неспеченных прессовок изучали с поверхности излома, как по ширине, так и вдоль всей длины образующей конуса.

Результаты экспериментов

Анализ поверхности излома материала порошковых облицовок показал особенность формирования структуры материала, распределение пор и расположение частиц включений вольфрамового сплава в зависимости от их содержания в смеси. Основной особенностью порошковых облицовок гетерогенного состава является различное содержание частиц включений и расслоенных трещин в структуре КМ. При изучении фрактограмм установлено различие микроструктуры материала прессовок каждого состава в объеме внутренней и наружной сторон образующей конуса.

При уплотнении гетерогенной смеси состава 1-3 происходит перераспределение включений $W_{\text{спл.}}$ по объему. Картина микроструктуры прессовки состава 1 имеет особенность наличие частиц включений вольфрамового сплава в большем количестве в объеме материала с внутренней стороны конуса. В вершине конуса наблюдается их малое количество. Причиной такого размещения частиц включений $W_{\text{спл.}}$ является наличие малого угла наклона в вершине конуса – $\alpha = 60^\circ$ и большая разница удельного веса компонентов. Объем прессовки в вершине конуса $R = 1 \text{ мм}$ составляют частицы меди, которые формируют матрицу прессовки. Образование крупных агломератов частиц включений $W_{\text{спл.}}$ обнаружено в объеме конуса по диаметру составной части пуансона и у основания, рис.3.

Причиной повышенного содержания частиц включений ($W_{\text{спл.}}$) в нижней части объема образующей конуса, является высокое значение удельной массы материала вольфрамового сплава и низкий уровень касательных напряжений между гетерогенными частицами смеси, и как следствие отсутствие достаточной степени сдвиговых деформаций способствующих перемещению частиц. Отсутствие перемещений жестких частиц ($W_{\text{спл.}}$) в горизонтальном направлении обусловлено наличием высокой степени зацепления между дендритными частицами меди, составляющими матрицу прессовки. Агломераты частиц $W_{\text{спл.}}$ могут образовываться как при механическом смешивании компонентов смеси и в процессе заполнения пресс-формы, так и при консолидации порошкового материала при малых сдвиговых деформациях. Причиной образования повышенной пористости в материале облицовок состава 1 может так же быть истирание окисной пленки с поверхности частиц меди при приложении деформаций под

давлением. Ввиду различной плотности порошковых материалов компонентов ($\text{Cu } \rho = 8,96 \text{ г/см}^3$ и $W_{\text{спл}} \rho = 17,7 \text{ г/см}^3$) и формы частиц меди (дендритная) и вольфрамового сплава (неправильной округлой формы), считаем, что в процессе засыпки в пресс-форму частицы $W_{\text{спл}}$ могут под действием сил Ван-Дервальса образовывать скопления, которые при консолидации повышают накопленную деформацию материала прессовки. Данным положением можно объяснить образование и локальное распределение агломератов включений, которое установлено со стороны внутренней поверхности образующей конуса (рис. 4).

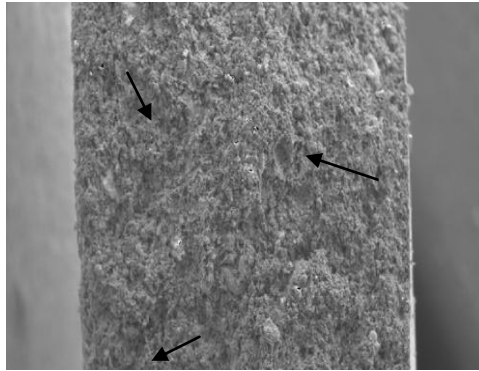


Рис. 4. - Фрактограмма фрагмента неспеченной порошковой облицовки состава 1, РЭМ. – $\times 1000$, общий вид излома, локальное распределение агломератов; присутствие трещин в поперечном сечении по толщине образующей конуса

Микроструктура состава 1, характеризуется наличием локального распределения агломератов включений с внутренней стороны конуса, трещин по всему объему материала, присутствие пустых пор малого размера. При этом поверхность прессовки характеризуется присутствием трещин в разном направлении, что заметно может повлиять на эксплуатационные свойства порошковых облицовок. Особенность деформации и образования трещин в объеме материала порошковой облицовки на основе медной матрицы свидетельствует об определенной роли количества частиц включений в составе гетерогенной смеси. Образование границы контакта механического происхождения между частицами $W_{\text{спл}}$ и Cu подтверждает отсутствие между ними физико - химического взаимодействия (рис.4).

Наличие трещин по всему объему образующей облицовки состава 1 свидетельствуют о разуплотнении материала под действием упругих сил. Установлено, что присутствие большого количества включений $W_{\text{спл}}$ в составе смеси, при высоких нагрузках, приводит к формированию высокопористой структуры, за счет роста накопленной деформации частиц меди. при образовании каркаса материала изделия. Уменьшение значения пористости материала облицовок состава 3 (менее 23% пор) путем приложения усилия прессования (большего чем 600 Мпа) приводит к разрушению изделия.

Общий вид микрофрактограмм позволил выявить закономерность влияние содержание частиц включений жесткой фазы на прочностные свойства прессованных облицовок. Локальное расположение конгломератов частиц вольфрамового сплава наблюдается в основном с наружной поверхности образующей со стороны приложения усилий формования. Фрактограммы прессовок состава 1-3 характеризуются наличием глубоких пор и расположением частиц вольфрамового сплава без образования физического контакта, рис. 4,5. При изучении ряда микрофрактограмм пористой структуры по толщине облицовки вдоль образующей установлен неравномерный характер распределения частиц вольфрамового сплава. Концентрация пор в структуре гетерогенного материала прессованной облицовки состава 2 наблюдается по всему объему, что свидетельствует о прохождении процесса изменения формы медных частиц с образованием металлического контакта и процесса закрепления частиц включений в матрице на ранней стадии консолидации. В связи с большей разницей величин плотности гетерогенных порошков вольфрамового сплава и меди ($\gamma_w = 17,15 \text{ г/см}^3$ и $\gamma_{\text{Cu}} = 8,96 \text{ г/см}^3$) уровень наклонной деформации в материале облицовки определяется действием касательных и тангенциальных сил как при формовании матрицы изделия, так и при закреплении в ее пространстве частиц включений. При этом в процессе объемной засыпки смеси в прессформу, частицы вольфрамового сплава подвержены перераспределению, что приводит к увеличению их содержания с внутренней

стороны образующей конуса (состав 1) и относительно равномерному расположению в объеме матрицы (состав 2). Присутствие пустых пор в материале прессовки со стороны приложения усилия и рост их плотности по толщине образующей к внутренней стороне (состав 3), свидетельствует о влиянии количества и величины удельной плотности материала включений на характер структуры порошковой прессованной облицовки.

Уменьшение плотности пор и конгломератов вольфрамового сплава в материале облицовки состава 2 можно объяснить созданием максимально плотной структуры при нагрузке позволяющей создать технологически прочный каркас прессовки. Наличие трещин на поверхности образующей облицовки состава 3 свидетельствует о прохождении процесса разуплотнения материала под действием упругих напряжений. Экспериментально установлено, что максимальная относительная плотность неспеченных холоднопрессованных облицовок составляет: состава 1 $\rho = 76 \text{ г/см}^2$, состава 2 $\rho = 74 \text{ г/см}^2$, состава 3 $\rho = 70 \text{ г/см}^2$. Дальнейшее увеличение усилия прессования приводит к разрушению облицовок. Следовательно, содержание оптимального количества включений жесткой фазы вольфрамового сплава в составе КМ порошковой облицовки предопределяет не только плотность материала, но и характер распределения жестких включений по ширине образующей. На микрофрактограммах поверхности излома состава 3 со стороны приложения усилия прессования (наружная сторона образующей облицовки) присутствуют конгломераты частиц тяжелого сплава, рис. 5. По середине толщины образующей в материале облицовки присутствуют поры и в малом количестве конгломераты частиц вольфрамового сплава. При максимальном уплотнении на внутренней стороне образующей облицовки состава 3 просматриваются поры и трещины, что можно объяснить ускоренным во времени прохождением этапа формирования каркаса матрицы прессовки. Консолидация порошкового материала при участии тангенциальных сил привела к образованию сектора плоскостей из медных частиц в направлении приложения нагрузки (рис.5).

Исходя из анализа фрактограмм видно, что для изделий состава 2 содержащего 38мас% жестких частиц сплава (W –7%Ni – 3%Fe) характерна наиболее равномерное их закрепление в объеме прессовки по ширине образующей.

Анализ картин фрактограмм состава 1-3 показал, что использование схемы прессования нижним составным пуансоном позволяет создавать облицовки с разным распределением плотности материала матрицы и включений по ширине образующей. Поверхность разрушения материала состава 1 и 2 с внутренней стороны образующей конуса, характеризуется присутствием не только большего количества пустых пор малого размера, но и наличие агломератов $W_{\text{спл}}$. Для состава 2 микроструктура поверхности разрушения имеет особенность присутствие разного количества включений $W_{\text{спл}}$, по толщине образующей что является следствием высокой степени уплотнения медных частиц на первой стадии консолидации и образования зоны контактов, которая препятствует проскальзыванию частиц $W_{\text{спл}}$ при консолидации. Металлографические исследования позволили выявить не только расположение частиц $W_{\text{спл}}$ в межчастичном медном пространстве, но фиксировать отсутствие образования металлического контакта между частицами $CU - W_{\text{спл}}$, что является выражением действия исходных физико-химических свойств компонентов смеси на процесс формирования структуры материала облицовки. В ходе исследований установлено, что особенностью структуры материала облицовки состава 1 -3, является наличие разной степени дефектов в объеме материала образующей конуса: трещин в матрице CU и агломератов $W_{\text{спл}}$.

По данным фрактограмм установлена особенность макроструктуры порошковой облицовки, которая характеризуется локальным расположением пор, частиц $W_{\text{спл}}$ и трещин. В структуре облицовки состав 1-3 заметно присутствие достаточно большого количества трещин с наружной поверхности образующей конуса, что является результатом упругого последствия и присутствие высокой степени накопленной деформации порошковой системы. При исследовании структуры материала по ширине образующей конуса установлено, что частицы $W_{\text{спл}}$ распределены неравномерно, с тенденцией увеличения их содержания к внутренней поверхности конуса.

Структура поверхности излома порошковой облицовки состава 2 представлена на рис. 5. Установлено, что со стороны наружной поверхности конуса наблюдается равномерное распределение частиц включений по всему объему, как по длине, так и по ширине образующей. Вся поверхность излома характеризуется равномерным распределением мелких пор. В объеме материала состава 2 у основания конуса крупные трещины не обнаружены. С наружной стороны поверхности облицовки состава 2 заметно присутствие мелких трещин. Наблюдается присутствие

сегрегированных слоев, состоящих из частиц меди и включений, которые выступают как зоны концентратора напряжений.

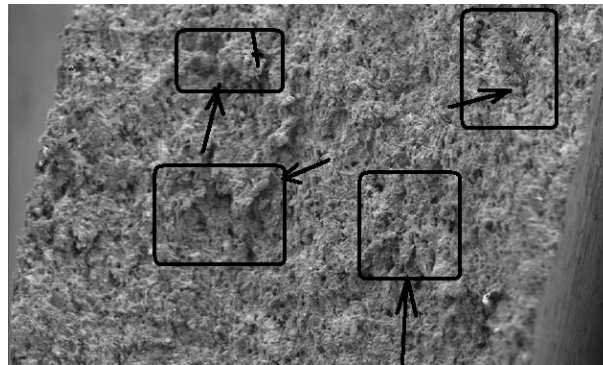


Рис.5. - Микрофрактограмма порошковой облицовки основе меди и включений $W_{\text{спл}} = 38\%$ (масс.), прессованных составным пуансоном РЭМ, $\times 1000$, присутствие крупных трещин на поверхности излома и наличие плоскости сцеплений частиц меди вдоль толщины образующей конуса

Следовательно, при создании облицовок методом холодного прессования, в процессе консолидации гетерогенного порошкового материала, где в состав смеси (состав 2) входят частицы высокой твердости и прочности ($W_{\text{спл}}$), можно достичь плотной структуры с заданным распределением включений по ширине образующей.

Обнаружено, что при создании порошковых облицовок на основе пластичной матрицы и включений $W_{\text{спл}}$ по схеме составного пуансона, по причине наличие дендритной формы частиц у медного порошка, уже на начальной стадии уплотнения происходит образование каркаса матрицы прессовки и закрепление частиц $W_{\text{спл}}$ в межчастичном медном пространстве. В дальнейшем проскальзывание частиц компонентов затруднено, что и является причиной образования структуры с разным по объему распределением включений и пор. Такое изначальное закрепление частиц W в медной матрице является причиной их неравномерной концентрации в сторону увеличения с внутренней стороны поверхности образующей, состав 1. Использование схемы составного пуансона позволяет получать порошковые облицовки с наличием заданного распределения частиц W по толщине тонкостенного конуса.

Таким образом, анализ поверхности излома порошковых облицовок гетерогенного состава на основе пластичной матрицы и включений, полученных по схеме составного пуансона, показал возможность получения изделий с послойным распределением плотности и частиц включений по ширине образующей конуса за счет контроля количества включений жесткой фазы.

Исследования поверхности излома материала облицовок позволили установить особенности формирования структуры тонкостенного конуса из гетерогенного материала на основе меди и включений $W_{\text{спл}}$ по схеме консолидации составным пуансоном. Изучение фрактограмм выявило роль количества твердых включений в смеси на особенности образования дефектов (пор и трещин) в структуре материала прессовки. Установлена зависимость структуры порошковых облицовок по ширине образующей конуса от количества включений жесткой фазы в составе гетерогенного материала. Наличие дефектов (пор, трещин, сектора сцеплений частиц меди) в структуре неспеченного материала порошковой облицовки гетерогенного состава находится в прямой зависимости от схемы консолидации [9]. За счет подбора объема засыпки порошка в прессформу по зонам соответствующим выставлению составного пуансона можно получать порошковые облицовки разной структуры и количеством включений в вершине, по середине и у основания образующей облицовки.

Частицы вольфрамового сплава являясь концентратором напряжений находятся в межчастичном медном пространстве. Наличие слоя сцепленных между собой медных частиц можно объяснить прохождением процесса высокой степени зацепления на начальной стадии формирования. Рассматривая структурные микрообъемы пористого холоднопрессованного изделия из гетерогенного композиционного материала с различным процентно - весовым соотношением элементов в составе порошковой шихты, где основным элементом является медь, нами

установлена характерная зависимость между распределением элементов и их ролью в определении прочностных характеристик изделия.

Выводы

Исследования фрактограм поверхности излома пористых изделий показали наличие закономерности в формировании структурных параметров изделий на медной основе. Изучение поверхности излома позволило установить наличие различного размера пор и ручьистых трещин, образованных в результате наслаиваемости целых объемов предварительно сцепленных между собой медных частиц.

Проведены исследования по влиянию количества включений тяжелой фазы вольфрамового сплава в составе гетерогенного материала на основе меди при формировании. Изучены особенности структуры порошковой облицовки гетерогенного состава на основе меди в зависимости количества включений вольфрамового сплава.

Установлена картина наличие дефектов в структуре неспеченных порошковых облицовок по ширине образующей тонкостенного конуса, что явилось результатом горизонтального течения материала под действием касательных напряжений.

Изучено влияние направления действия сил трения и объема зоны засыпки составного пуансона на особенности структуры порошковой облицовки. Экспериментально установлено локальное распределение частиц включений Wspl по всему объему конуса.

Показано, что использование составных пуансонов и поочередное уплотнение объема материала позволяют получать структуру облицовок с заданным распределением пор и частиц включений по толщине.

Установлена связь между количеством включений Wspl и характеристикой структуры порошкового материала вдоль образующей тонкостенного конуса (наличие пор, трещин, распределение включений).

Проведенные исследования позволили рекомендовать ряд технологических решений для получения порошковых облицовок способных повысить эксплуатационные свойства кумулятивных зарядов.

Список использованных источников:

1. Новые материалы Колл.авторов. Под научной редакцией Ю.С.Карабасова.-М: МИСИС .-2002 -736с. (207 с-)
2. Епифанцева Т.А.,Сердюк Г.Г., Державец Л.И. Применение порошкового материала для нефтяных и газовых скважин. //Порошковая металлургия.-1990.-№4.-с.38 -42
3. Епифанцева Т.А., Державец Л.И.Кудина Т.И.Состав для облицовки кумулятивного заряда.А.с.1.552 762 СССР, МКИ³ В 63 В 43/02 , Оpubл.28.11.89 3-52
4. Епифанцева Т.А. Экспериментальный и теоретический анализ распределения плотности порошкового гетерогенного материала в прессовках конусной формы Наукові нотатки. Зб.наук.ст..ЛДТУ, Вип. 17 , Луцьк, ЛДТУ, 2009. с.141-162.
5. Епифанцева Т.А.,Сердюк Г.Г. Державец Л.И. Влияние структурных характеристик порошкового материала облицовки на эффективность их использования. Сб.Порошковая металлургия. Киев: Мин. Маш. 1989.-С.53-56.
6. Радомысельский И.Д., Печенковский Е.Л., Сердюк Г.Г. Пресс – формы дя порошковой металлургии. Расчет и конструирование. – К.: Техника, 1970. – 172 с.
7. Епифанцева Т.А., Подрезов Ю.Н., Д. Г Вербило, В.Г.Каюк, И.Д Мартюхин, Г.Г Сердюк Влияние жесткого компонента из вольфрамового сплава на процесс формирования смесей на основе медного порошка и свойства гетерогенных неспеченных прессовок //Порошковая металлургия, 2006 .- №11/12, с.43-50
8. Епифанцева Т.А., Мартюхин И.Д., Михайлов О.В., Сердюк Г.Г.Влияние схемы уплотнения на распределение свойств материала облицовок кумулятивных зарядов при их формировании из гетерогенной порошковой композиции//Порошковая металлургия.- 2000.- N 11/12 .- с. 21-27.
9. Епифанцева Т.А., Михайлов О.В., Мартюхин И.Д.Исследование влияния схемы уплотнения на конечные свойства порошкового материала облицовок кумулятивных зарядов Сб. Новочеркасск государственный Южно – Российский технический университет (НПИ),2000г. , с.189-194
- 10.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, ЛДТУ, 2007. с.179-189.
11. Баженова Л.Г. Исследование структуры и физико-механических свойств сплавов системы W- Ni-Fe/ автореферат кандидатской диссертации. Киев. 1982.

Стаття надійшла до редакції 12.02.2017

УДК: 620.22: 669.017

Ю.Ю. Жигуц¹, І.І. Опачко¹, Б.Я. Хомяк², В.Ф. Лазар²
 ДВНЗ «Ужгородський національний університет»¹
 Мукачівський державний університет²

ОСОБЛИВОСТІ ЕФЕКТИВНОГО НАПИЛЕННЯ ШАРУВАТИХ СТРУКТУР ПЕРІОДИЧНИМ ЛАЗЕРНИМИ ІМПУЛЬСАМИ

З метою оптимізації технологічного процесу ефективного застосування ексимерних лазерів для потреб плівкових технологій необхідна інформація про основні параметри пари, що конденсується на підкладку. Однак, властивості плівок, отриманих розпиленням мішені наносекундними лазерними імпульсами і властивості парової фази практично не досліджувались. В той же час, мас-спектрометричні та зондові дослідження парової фази дають змогу визначити ряд важливих параметрів конденсації, оптимізувати сам процес осадження, внести ясність в розуміння фізики випаровування складних мішеней. Результатом проведених робіт стало розроблення способу формування періодичних структур при опроміненні цугом лазерних імпульсів, що забезпечує отримання якісних гетерогенних та надграткових структур. Експериментальні і теоретичні дослідження вказують на можливість отримання періодичних структур при опроміненні цугом лазерних імпульсів при дотриманні встановлених у роботі умов.

Ключові слова: цуги, лазерні імпульси, мішень, фаза, напилення, періодичні структури.

Ю.Ю. Жигуц, І.І. Опачко, Б.Я. Хомяк, В.Ф. Лазар ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТИВНОГО НАПЫЛЕНИЯ СЛОИСТЫХ СТРУКТУР ПЕРИОДИЧЕСКИМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

С целью оптимизации технологического процесса эффективного применения эксимерных лазеров для нужд пленочных технологий необходима информация об основных параметрах пара, который конденсируется на подложку. Однако, свойства пленок, полученных распылением мишени наносекундными лазерными импульсами и свойства паровой фазы практически не исследовались. В то же время, масс-спектрометрические и зондовые исследования паровой фазы позволяют определить ряд важных параметров конденсации, оптимизировать сам процесс осаджения, внести ясность в понимание физики испарения сложных мишеней. Результатом проведенных работ стала разработка способа формирования периодических структур при облучении цугом лазерных импульсов, который обеспечивает получение качественных гетерогенных и субрешеточных структур. Экспериментальные и теоретические исследования указывают на возможность получения периодических структур при облучении цугом лазерных импульсов при соблюдении установленных в работе условий.

Ключевые слова: цуги, лазерные импульсы, мишень, фаза, напиление, периодические структуры.

Yu. Zhiguts, I. Opachko, B. Hom'ak, V.Lazar THE FEATURES OF EFFECTIVE LINING OF LAYER STRUCTURES BY PERIODIC LASER PULSES

In order to optimize the technological process of efficient use of excimer lasers for the needs of film technologies, information is needed on the main parameters of the vapour, which condenses on the substrate. However, the properties of films obtained by sputtering the target with nanosecond laser pulses and the properties of the vapour phase have not been studied in practice. At the same time, mass-spectrometric and probe studies of the vapour phase make it possible to determine a number of important condensation parameters, optimize the deposition process itself, and clarify the understanding of the physics of evaporation of complex targets. The work resulted in the development of a method for the formation of periodic structures upon irradiation by a train of laser pulses, which ensures the production of qualitative heterogeneous and sublattice structures. Experimental and theoretical studies indicate the possibility of obtaining periodic structures upon irradiation by a train of laser pulses, provided that the conditions established in the work are observed.

Keywords: pulse group, laser pulses, target, phase, sputtering, periodic structures.

Постановка проблеми. Створення в 1962 році лазера з модульованою добротністю [1, 2], який генерував відтворювані гігантські імпульси тривалістю 10-40 нс, дало поштовх до вивчення процесів, що проходять при взаємодії лазерного випромінювання з різного роду об'єктами. Такі унікальні властивості лазерного випромінювання, як когерентність, висока імпульсна потужність, мала кутова розбіжність дають можливість порівняно легко фокусувати його оптичними системами, отримуючи при цьому надзвичайно високі густини потужності. Перші ж дослідження дії такого лазера на поверхню дали несподіваний результат – електронвольтна енергія емітованих при потужностях лазера 10^6 Вт компонент зростала більш ніж в 10^3 разів при незначному збільшенні імпульсної потужності. Ця надлінійна залежність є результатом багатьох процесів, що протікають в ядрі плазмового згустку.

Зрештою виявилось, що більшість параметрів лазерної плазми нелінійним чином залежать від густини потужності лазерного випромінювання. З іншого боку, ідея розігрівання речовини до термоядерних температур за допомогою лазерного випромінювання [3], стимулювала низку

подальших досліджень плазми, яка утворюється при опроміненні конденсованих речовин потоками високоінтенсивного випромінювання ($\sim 10^{16}$ Вт/см²).

Внаслідок залучення значної кількості дослідницьких колективів були створені унікальні лазерні установки з діапазоном густин потужності 10^{11} - 10^{12} Вт/см². Подальша увага значної кількості праць звернена саме до термоядерних аспектів лазерної плазми.

У зв'язку із цим, питома вага досліджень, присвячених емісійним процесам при цих густинах потужності набагато менша. Хоча результати досліджень дії лазерного випромінювання густиною потужності 10^8 - 10^{10} Вт/см² на поверхню вже застосовуються в напівпровідниковій технології, при обробці металів і стекл, в мас-спектрометрії, лазерному напиленні плівок. З другого боку, значна кількість технологічних та аналітичних аспектів застосування процесу емісії під дією лазерного випромінювання вимагає більш детального знання основних параметрів плазми, створеної лазерним випромінюванням саме помірної густини (10^7 - 10^{12} Вт/см²) ультрафіолетового діапазону.

Поява ефективних ексимерних лазерів [3] та лазерів на самообмежених переходах з високою частотою слідування імпульсів вносять свої особливості і процес їх взаємодії з поверхнею. На даний час ексимерні лазери вже застосовують в мікроелектронній технології [4], а лазери на самообмежених переходах, зокрема лазер на парах міді – в лазерних проекційних мікроскопах та пристроях для обробки і контролю поверхні [5]. З другого боку можливості застосування цих лазерів далеко не вичерпані, особливо в аналітичній техніці та технології отримання плівок.

Якщо в області застосування лазерного випромінювання для елементного аналізу є ряд праць [6], то можливості лазерної мас-спектрометрії для дослідження структури поверхні твердого тіла ще повністю не розкриті. Застосування для цих цілей крім неодимового лазера, ексимерного або ЛПМ може покращити аналітичні можливості мас-спектрометрії, а унікальні підсилювальні властивості активного середовища ЛПМ дають змогу створити комплексний аналітичний прилад – лазерний проекційний мікроскоп-мас-спектрометр. Останній дає змогу візуалізувати на екрані із збільшенням до $\times 10^4$ область дії лазерного випромінювання на поверхню з одночасним її мас-спектрометричним аналізом.

При цьому висока частота слідування імпульсів ЛПМ вносить свої особливості в характер іонної емісії, які необхідно детально дослідити і врахувати в лазерній мас-спектрометрії.

Внаслідок збільшеного (в порівнянні з лазерами інфрачервоного, видимого діапазонів) початкового поглинання ультрафіолетового випромінювання ексимерного лазера поверхнею і зменшеною оптичною товщиною утворюваного при її випаровуванні плазмового згустку, сам процес випаровування проходить більш ефективно, а енергії емітованих компонент нижчі. Це сприяє більш ефективному застосуванню ексимерних лазерів для потреб плівкових технологій.

Для оптимізації такого технологічного процесу необхідна інформація про основні параметри пари, що конденсується на підкладку. Однак, в небагатьох попередніх працях, в яких досліджувались властивості плівок, отриманих розпиленням мішені наносекундними лазерними імпульсами, властивості парової фази практично не досліджувались. В той же час, мас-спектрометричні та зондові дослідження парової фази дають змогу визначити ряд важливих параметрів конденсації, оптимізувати сам процес осадження, внести ясність в розуміння фізики випаровування складних мішеней. Після аналізу стану перерахованих вище проблем була сформована мета даної роботи.

Мета дослідження. Розробити спосіб формування періодичних структур при опроміненні цугом лазерних імпульсів, що забезпечує отримання якісних гетерогенних та надграткових структур.

У сучасній мікроелектроніці важливе місце займають методи отримання періодичних тонкоплівкових структур, засновані рідкофазній, газофазній, молекулярно-пучковій епітексії. Отримані періодичні структури (дзеркала м'якого рентгенівського діапазону) при багатоетапному лазерному осадженні плівок з швидкістю 5 - 10 $\text{Å}/\text{імпульс}$. При цьому структури утворюються за тривалий час, що накладає досить жорсткі вимоги до вакууму в робочих установках $p \leq 10^{-9}$ - 10^{-10} торр. Для підвищення технологічності процесу отримання багатошарових структур, зниження вимог до вакуумних умов нами запропонований і реалізований спосіб створення таких періодичних структур за допомогою цуга лазерних імпульсів.

Спосіб можна реалізувати при виконанні двох основних вимог: забезпечення ідентичних умов вибухового випаровування в матеріалі з імпульсів в цузі та забезпечення почергового поступлення пари на підкладку, що характеризується геометрією розміщення мішеней і режимом випаровування з чітко обмеженими енергетичними спектрами емітованих компонент.

Опис методів дослідження. Найбільш прийнятною практичною реалізацією запропонованого способу є напilenня періодичної структури цугом імпульсів наносекундної тривалості з міжімпульсним інтервалом 10^{-5} - 10^{-4} с. Для досягнення цієї мети можуть застосовуватися як модифіковані серійні твердотільні лазери (рубінові, неодимові), що працюють в автоколівальному режимі, так і ЛПМ з середньою потужністю $P_{\text{ср}}=100$ Вт (в останньому випадку для забезпечення умови (1) необхідно виділяти обмежений пакет імпульсів затвором).

Для запропонованого способу напilenня завдяки його швидкоплинності різко знижуються вимоги до вакуумних умов. Дійсно, при надлишковому тиску в вакуумній камері $p \approx 10^{-5}$ торр, за час осадження шарів $\Delta t = 10^{-5}$ - 10^{-4} с на 1 см^2 поверхні мішені осяде кількість молекул остаточного газу не більше, ніж

$$\sigma = \frac{1}{4} n V \Delta t = \frac{p \Delta t}{\sqrt{2 \pi m k T}} = 4 \cdot 10^7 - 4 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}, \quad (1)$$

що складає 10^{-7} - 10^{-6} моношару, а вимоги до вакууму визначаються тільки умовами прольоту плазовими згустками відстані мішень-підкладка без зіткнень з молекулами остаточного газу. Умову (1) можна записати в зручному для практичного користування виді

$$\gamma = P \Delta t \leq 2,5 \cdot 10^{-9} \text{ (торр} \cdot \text{с)}. \quad (2)$$

Таким чином запропонований спосіб може реалізуватися за допомогою серійних лазерів і технологічних вакуумних камер.

Цей спосіб був реалізований при напilenні двокомпонентної періодичної структури Si-SiC. Для напilenня застосовувався лазер на неодимовому склі, що працював в режимі регулярних пульсацій з $\tau=30$ нс і міжімпульсним інтервалом $t=9$ - 11 мкс (5-6 імпульсів в цузі з енергією 0,5 Дж), а також лазер ЛТИПЧ-7 з частотою слідування 12,5 Гц.

Мішені (Si, SiC), а також підкладка (скол КС1) розміщувались у високовакуумній камері, з'єднаній з часово-пролітним мас-спектрометром (залишковий тиск в системі $5 \cdot 10^{-6}$ - 10^{-5} торр).

Теоретичні дослідження. Розглянемо дію цугу періодичних лазерних імпульсів на поверхню. Відомо, що в твердотільних лазерах спеціальними методами (застосуванням сферичних дзеркал, підбором концентрації барвника у фототропних затворах, періодичною модуляцією добротності та ін.) можна добитись генерації цугу (до 10^2) еквідистантних імпульсів тривалістю 10^{-8} - 10^{-6} с та міжімпульсним інтервалом $\leq 10^{-5}$ с з загальною тривалістю цуга 10^{-3} с. Цей режим можна вважати проміжковим між режимом генерації наносекундних та мілісекундних імпульсів. Розглянемо дію такого випромінювання на мішень.

Відомо, що вибухове випаровування мішені одиночними наносекундними лазерними імпульсами, що характеризуються пороговою густиною потоку q , дає більш відтворювані і інтерпретовані результати, але сам процес випаровування менш ефективний у порівнянні з випаровуванням мілісекундними лазерними імпульсами, хоча при цьому практично відсутні ефекти, викликані термічним випаровуванням поверхні.

У зв'язку з цим цікавою є реалізація вибухового механізму випаровування, що відповідає кожному з еквідистантних у часі ідентичних імпульсів в цузі. Це дає змогу зберегти переваги вибухового випаровування однократними наносекундними імпульсами при випаровуванні цугом ідентичних імпульсів з загальною субмілісекундною тривалістю цуга. При цьому розширюються можливості нанесення плівок речовин компонентами лазерної плазми, і зокрема, одержання багат шарових структур, підвищується ефективність лазерної мас-спектрометрії.

Вважаючи, що опромінення ділянки поверхні площею S з коефіцієнтами тепло- і температуропровідності k і κ відповідно проводиться лазером із загальною тривалістю цуга T ; тривалістю окремого імпульсу τ , міжімпульсним інтервалом t ; імпульсною густиною потоку на мішені q . При цьому на протязі цугу імпульсів реалізується одномірний режим теплопередачі тепла до масивної мішені, який відповідає умові

$$T < \frac{S}{\kappa}. \quad (3)$$

При дії на мішень прямокутного однократного імпульсу густиною потоку q_0 , кінцевий приріст температури поверхні T_k :

$$T_k = \frac{2q_0\sqrt{\kappa}}{k\sqrt{\pi}}\sqrt{\tau}, \quad (4)$$

який після $t > \tau$ релаксує по закону

$$T(t) = \frac{2q_0\sqrt{\kappa}}{k\sqrt{\pi}}(\sqrt{t} - \sqrt{t-\tau}) \approx \frac{2q_0\sqrt{\kappa}}{k\sqrt{\pi}} \cdot \frac{\tau}{2\sqrt{t}}, \quad (5)$$

$$T(t) = T_k \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\tau}{t}}. \quad (6)$$

У загальному випадку (5), (6) справедливі при нагріві та охолодженні без зміни фазового стану. Але, навіть якщо досягаються значення q^* , що відповідають вибуховому випаровуванню і протягом τ відбувається зміна фазового стану речовини згідно газодинамічної моделі, що передбачає зовсім інші значення T_k ніж (4), то все ж при встановленні в кінці проміжку часу τ температури, що відповідає однофазному стану речовини, "передісторія" процесів при дії нагрівачого імпульсу не має суттєвого значення, і в цілому справедливе більш загальне, ніж (1) і (2), співвідношення (6).

З врахуванням вищесказаного, після дії цугу з N імпульсів приріст температури T_N перед початком дії $N+1$ імпульсу буде дорівнювати:

$$T_N = T_k \sqrt{\frac{\tau}{t}} + T_k \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\tau}{2t}} + \dots + T_k \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\tau}{N \cdot t}} = \frac{T_k}{2} \sqrt{\frac{\tau}{t}} \cdot \sum_{n=1}^N \frac{1}{\sqrt{n}} = \frac{T_k}{2\sqrt{Q}} \sqrt{\frac{\tau}{t}} \cdot \sum_{n=1}^N \frac{1}{\sqrt{n}}, \quad (7)$$

де $Q = \frac{\tau}{t}$ шпаруватість імпульсів в цузі.

Визначимо кількість N_k імпульсів в нескінченному цузі, які викликають суто вибухове випаровування, з умови

$$T_N = T_k, \quad (8)$$

необхідної для досягнення після імпульсної температури, що відповідає початку зміни фазового стану речовини перед початком N_k+1 імпульсу.

Отже одержимо рівняння для визначення N_k

$$\sum_{n=1}^{N_k} \frac{1}{\sqrt{n}} = 2\sqrt{Q}. \quad (9)$$

Для великих N асимптотичний розв'язок

$$N_k = Q \quad (10)$$

Для значень $Q=10-20$, що легко реалізуються в твердотільних лазерах розв'язок (9) дає значення $N_k=15-26$.

Визначимо умову реалізації вибухового випаровування всіма N_0 імпульсами в цузі. Підставляючи значення шпаруватості в цузі

$$Q = \frac{T}{N_0 \cdot \tau}, \quad (11)$$

в рівнянні (11) одержимо рівняння для визначення N_0 :

$$\sum_{n=1}^{N_0} \frac{1}{\sqrt{n}} = 2\sqrt{\frac{T}{N_0 \cdot \tau}} = 2\sqrt{\frac{P}{N_0}}, \quad (12)$$

де $P = \frac{T}{\tau}$.

Для великих N асимптотичний розв'язок (12) перетворюється в

$$N_0 = \sqrt{\frac{T}{\tau}} = \sqrt{P}. \quad (13)$$

При використанні твердотільних лазерів з реалізованими зараз параметрами $T=5 \cdot 10^{-4}$ с, $\tau \approx 5 \cdot 10^{-8}$ с одержимо $N_0=100$. Очевидно, верхньою межею кількості "вибухових" імпульсів в одному цузі, які можна реалізувати при опроміненні мішені найбільш поширеними твердотільними лазерами. Це значення, зокрема, визначає максимально можливу кількість шарів в багатошарових структурах (дзеркала, надгратки, фільтри та ін.), які можна одержати з компонент плазми, створеної цугом лазерних імпульсів.

Розглянемо варіант реалізації способу отримання періодичних структур при дії на мішені цуга лазерних імпульсів. На рис. 1 схематично показано як випромінювання лазера 8 розділюється на два пучки світлоподільним клином 7 та фокусується на мішенях 1, 2 за допомогою лінз 6.

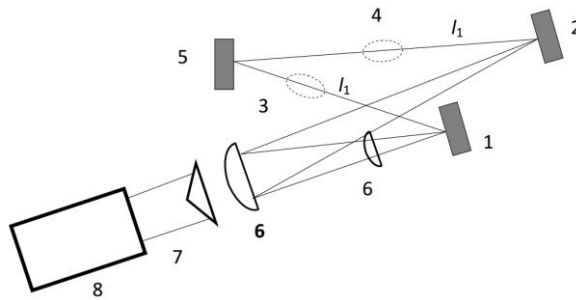


Рис. 1. - Схема розташування елементів для наповнення шаруватих структур: 1, 2 – мішені; 3, 4 – плазмові згустки; 5 – підкладка; 6 – фокуруючі лінзи; 7 – світлоподільний клин; 8 – лазер

Поставлена мета досягається тим, що після одночасного створення плазмових згустків біля поверхонь мішеней ці згустки попадають на підкладку не одночасно, а з почерговістю, яка залежить від швидкостей згустків і відстаней мішені-підкладка. При цьому кількість чередованих шарів взагалі залежить від кількості мішеней, а максимальна кількість шарів – від кількості імпульсів в цузі.

Застосування лазерного випромінювання тривалістю $\tau \leq 10^{-7}$ с з імпульсною густиною потужності $q \geq 10^8$ Вт/см² дає змогу отримати плазмові згустки з різко обмеженими енергетичними інтервалами E_{\min}, E_{\max} .

При виконанні умови

$$\frac{l_1}{V_{1\min}} = \frac{l_1 \sqrt{m_1}}{\sqrt{2E_{1\min}}} \leq \frac{l_2 \sqrt{m_2}}{\sqrt{2E_{2\max}}} = \frac{l_2}{V_{2\max}}, \quad (14)$$

або

$$K = \frac{l_1}{l_2} \leq \sqrt{\frac{m_2}{m_1}} \cdot \sqrt{\frac{E_{1\min}}{E_{2\max}}}, \quad (15)$$

задній фронт (повільна компонента) плазмового згустку 3 з менш віддаленої мішені 1 сконденсується на підкладці 5 раніше поступлення на неї атомів з переднього фронту (швидка

компонента) плазмового згустку 4 з більш віддаленої мішені 2. При цьому виключається взаємодія плазмових згустків з різних мішеней в процесі їх прольоту до підкладки, що забезпечує почерговість осадження шарів з різкими границями. Виникаючі при цьому високі напірні тиски, енергетична активація підкладки і, як наслідок, зниження температури орієнтованого росту, зменшує процес дифузії між шарами, що також сприяє отриманню різких границь між шарами. При наявності більше двох мішеней умова (14) має виконуватись для кожної з пар відстаней (l_1, l_2); (l_2, l_3); (l_3, l_4) $l_1 < l_2 < l_3 < l_4$.

Експериментальні дослідження. Авторами за допомогою мас-спектрометра були визначені мінімальні і максимальні значення енергій компонент плазми для обох мішеней (на рівні 10^{-2} від максимумів енергетичних розподілів).

При робочих густинах потужності лазерного випромінювання $q = 1,5 \cdot 10^8$ Вт/см² $E_{1min} = E_{2min} = 10$ еВ, $E_{1max} = E_{2max} = 200$ еВ.

В наших експериментах (для оптимального режиму) згідно (14) відстань підкладка-мішень Si складала $l_1 = 16$ мм, а відстань підкладка-SiC-мішень – $l_1 = 50$ мм. Випромінювання за допомогою світлоподільного клину ділилось так, що на Si-мішень попадало 0,1 загальної енергії лазерного імпульсу, і 0,9 – на SiC-мішень. Площі фокальних плям на мішенях складали відповідно 10^{-2} та 10^{-1} см², і таким чином, густини потужності на обох мішенях досягали $q_1 = q_2 = 1,5 \cdot 10^8$ Вт/см². Крім цього виконувався критерій чистоти періодичної структури (15).

Були поставлені експерименти по перевірці можливості отримання періодичних структур як при дотриманні оптимальних умов, так і з їх порушенням. Результати зведені у табл. 1.

Таблиця 1.

Результати експериментального напilenня

№ з/п	$K = \frac{l_1}{l_2}$	p, торр	Δt , с	$\gamma = p \cdot \Delta t$ $\gamma_{opt} = 2,5 \cdot 10^{-9}$, торр·с	Наявність позитивного ефекту	Примітка
1	0,32 (оптимум)	10^{-5}	10^{-5}	10^{-10} $\gamma < \gamma_{opt}$	+	рис. 2
2	1 $K > K_{opt}$	10^{-5}	10^{-5}	10^{-10} $\gamma < \gamma_{opt}$	-	перекривання плазмових згустків
3	0,32 (оптимум)	10^{-5}	$8 \cdot 10^{-2}$	10^{-6} $\gamma > \gamma_{opt}$	-	вкорінення домішок залишкового газу в спектрі наявні лінії N, C, O

Результати реалізації, розглянутих способів лазерного напilenня плівок з синхронних факелів є розроблені пристрої для отримання гетерогенних та надграткових структур.

Якість періодичної структури контролювалась методом іон-фотонної спектроскопії. Отримані структури бомбардувались іонами Ag^+ , а їх травлення та чистота напilenних шарів контролювалась по свіченню спектральної лінії $SiI\lambda 288,2$ нм (рис. 2) і наявності в спектрі ліній домішок.

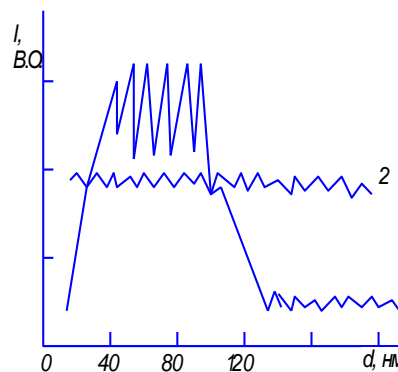


Рис. 2. - Залежність інтенсивності лінії $SiI\lambda 288,2$ нм, яка відповідає поверхні Si, від товщини зтравленої іонами Ag^+ поверхні отриманої періодичної структури: 1 – оптимальний режим напilenня; 2 – режим з перекриттям плазмових згустків

Результати реалізації, розглянутих способів лазерного напилення плівок з синхронних факелів є розроблені пристрої для отримання гетерогенних та надграткових структур.

При дотриманні критеріїв (14) та (15), що показано в табл. 1 №1, отримана періодична структура з 6 шарів Si та 6 шарів SiC (рис. 2 оптимальний режим напилення 1). Недотримання умови (14), що показано і табл. 1 № 2, призводить до перекривання плазмових згустків і, як наслідок, розмивання періодичної структури (рис. 2 режим з перекриттям плазмових згустків 2).

Висновки. Результати експериментальних досліджень вказують на можливість отримання періодичних структур при опроміненні цугом лазерних імпульсів при дотриманні умов (14) та (15), порушення яких (рядки №2 та №3 табл. 1) призводить до відсутності позитивного ефекту.

Одним з варіантів реалізації вказаних теоретичних і експериментальних досліджень в області напилення плівок з синхронних факелів в розроблені пристроїв для отримання надграткових структур.

Список використаних джерел:

1. McClung, F.G. Giant optical pulsations from ruby / F.G. McClung, R.W. Hellward // J. Appl. Phys. 1962. – V. 33. P. 828 – 830.
2. Басов, Н.Г. Условия разогрева плазмы излучением оптического генератора / Н.Г. Басов, О.Н. Крохин // ЖЭТФ. 1964. – Т. 46. – С. 171 – 174.
3. Попов, В.К. Мощные эксимерные лазеры и новые источники когерентного излучения в вакуумном ультрафиолете / В.К. Попов, // УФН. 1985. – Т. 147. – Вып. 3. – С. 587 – 604.
4. Канцырев, В.Л. Имплантация в кремний излучением мощного KrF лазера / В.Л. Канцырев, Н.В. Морозов, Б.А. Ольшвангер и др. // Письма в ЖТФ. – 1991. – Т. 17. Вып. 2. – С.56. - 61.
5. Земсков, К.И. Усилители яркости изображений в оптических системах / К.И. Земсков, М.А. Казарян, Г.Г. Петраш// Труды ФИАН. – 1991. – Т. 206. – С. 1-62.
6. Hutt, K.W. Laser initiated electron avalanches observed in a laser microprobe mass spectrometer / K.W. Hutt, E.R. Wallach // J. Appl. Phys. – 1989. № 66 (5). P. 127 -130.

Рецензент

Козубовський Володимир Ростиславович, проф., док. техн. наук, провідний науковий співробітник науково-дослідного інституту засобів аналітичної техніки ДВНЗ «Ужгородський національний університет», лауреат державної премії у галузі науки і техніки

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017

УДК: 621.311.171

R.V. Zaytsev, M.V. Kirichenko¹, L.V. Zaytseva², N.V. Veselova¹¹National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute"²National Aerospace University "Kharkov Aviation Institute"**INCREASING OF THE EFFECTIVENESS OF THE INDUSTRIAL SILICON PHOTO-ELECTRIC TRANSFORMERS FOR THE HYBRID PHOTO-POWER MODULE**

Possibilities of increase in effectiveness over 20% for Chinese made silicon photo-electric transformers have been investigated. By the method of computer designing operation it is established that the lifetimes of nonequilibrium charge carriers realized in such photo-electric transformers which make 520 ncs do not limit a possibility of increasing their efficiency over 20%. It is shown that increase in density of a photo current up to 43.1 mA/cm² leads up to 20.1% to body height of efficiency, and decrease in density of the diode saturation current to 3.1·10⁻¹⁴ A/cm² - causes body height of efficiency to 20.4%. Simultaneous change of these of a diode characteristic leads to increase of efficiency up to 23.1%. In work physico-technological approaches for increase in density of a photo current and decrease of density of the diode saturation current in ready photo-electric transformers are offered.

Keywords: photo-electric transformers on the basis of crystal silicon, an efficiency, exit parameters, light diode characteristics.

Р.В. Зайцев, М.В. Кириченко, Л.В. Зайцева, Н.В. Веселова
ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОМИСЛОВИХ КРЕМНІЄВИХ
ФОТОЕЛЕКТРИЧНИХ ПЕРЕТВОРЮВАЧІВ ДЛЯ ГІБРИДНОГО
ФОТОЕНЕРГЕТИЧНОГО МОДУЛЯ

Досліджено можливості підвищення ефективності понад 20% для кремнієвих фотоелектричних перетворювачів китайського виробництва. Методом комп'ютерного моделювання встановлено, що реалізовані в таких фотоелектричних перетворювачів часи життя нерівноважних носіїв заряду, які складають 520 нкс, не обмежують можливість збільшення їх ККД понад 20%. Показано, що збільшення щільності фотоструму до 43.1 мА/см² призводить до зростання ККД до 20.1%, а зниження щільності діодного струму насичення до 3.1 · 10⁻¹⁴ А/см² - зумовлює зростання ККД до 20.4%. Одночасна зміна цих діодних характеристики призводить до збільшення ККД до 23.1%. У роботі пропонуються фізико-технологічні підходи для збільшення щільності фотоструму і зменшення щільності діодного струму насичення в готових фотоелектричних перетворювачів.

Ключові слова: фотоелектричні перетворювачі на основі кристалічного кремнію, коефіцієнт корисної дії, вихідні параметри, світлові діодні характеристики.

Р.В. Зайцев, М.В. Кириченко, Л.В. Зайцева, Н.В. Веселова
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОМЫШЛЕННЫХ КРЕМНИЕВЫХ
ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ ДЛЯ ГИБРИДНОГО
ФОТОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО МОДУЛЯ

Исследованы возможности увеличения эффективности свыше 20% для кремниевых фотоэлектрических преобразователей китайского производства. Методом компьютерного моделирования установлено, что реализованные в таких фотоэлектрических преобразователях времена жизни неравновесных носителей заряда, которые составляют 520 нкс, не ограничивают возможность увеличения их КПД свыше 20%. Показано, что увеличение плотности фототока до 43.1 мА/см² приводит к росту КПД до 20.1%, а снижение плотности диодного тока насыщения до 3.1·10⁻¹⁴ А/см² - обуславливает рост КПД до 20.4%. Одновременное изменение этих диодных характеристики приводит к увеличению КПД до 23.1%. В работе предлагаются физико-технологические подходы для увеличения плотности фототока и уменьшения плотности диодного тока насыщения в готовых фотоэлектрических преобразователях.

Ключевые слова: фотоэлектрические преобразователи на основе кристаллического кремния, коэффициент полезного действия, выходные параметры, световые диодные характеристики.

Introduction. The main problem of large-scale grand use of the most widespread PhET on the basis of crystal silicon is ensuring competitiveness of the electric power developed by such instrumental structures of electric power in comparison with traditional sources of the electric power [1]. It can be reached by a path of depreciation of value 1 Watt of peak power due to increase in coefficient of transformation (efficiency) of solar energy and decrease of prime cost of technology of their manufacture [1].

Now the western firms developed and realized design technology solutions of PhET on the basis of crystal silicon (CrS SI-PhET) with effectiveness more than 20% in the conditions of the industrial made [2-4]. Realization commercially in Russia of such CrS demands modernization of the domestic enterprises of an electronic profile which are engaged in the made release of PhET on the basis of crystal silicon due to purchase of the expensive science-capacions equipment which does not have domestic analogs.

Now, as a result of sharp increase in investments into made development, the leading Chinese firms reduced Si-PhET cost with efficiency at the level of 18% more than by 1.4 times, and in the next three years cost will be reduced by 1.3 times [5]. Thus, economically expediently, as initial instrument structures to use Si-PhET of the Chinese made. At the same time the urgent task should be considered the analysis of effectiveness of photo-electric transformation in such instrument structures for a research of a possibility of increase in efficiency of ready of the Chinese made PhET over 20%.

1. Technique of carrying out experiment

In the conditions of the industrial made when monitoring technological process by analytical processing light current-voltage characteristic CVCh is defined by exit parameters of Si-PhET: tension of a no-load operation (U_{no}), current density of a short-circuit (J_{shc}), filling factor light CVCh (FF) and efficiency (E). However these parameters represent the principal specifications of the device which do not have the one-to-one association with the photo-electric processes defining work of PhET. Therefore along with exit parameters it is necessary to analyze the light diode characteristics which are uniquely determining the one-diode Si-PhET [6] model. Density of a photo current (J_{ph}), density of the diode saturation current (J_c), coefficient of ideality (A), shunting (R_{sh}), and consistent (R) resistance, Si PhET calculated per acre belong to such diode characteristics. Communication of effectiveness of PhET with light diode characteristics is implicitly described by theoretical light CVCh by PhET [6]:

$$J_H = -J_{ph} + J_0 \left\{ \exp \left[\frac{e(U_L - J_L R)}{AkT} \right] - 1 \right\} + \frac{U_L - J_L R}{R_{sh}}, \quad (1)$$

where J_L – a current density, flowing past through loading; e - elementary charge; k - Boltzmann constant; T - temperature of a solar element; U_L - a voltage drop on loading.

By approximation of experimentally received values of I_L and U_L theoretical expression (1), it is possible to define exit parameters, light diode characteristics and efficiency of PhET. Analytical processing light CVCh the studied PhET was carried out by means of computer according to the developed program. According to the program analytical expression for light CVCh (1) will be transformed to expression:

$$J_L = A_0 - A_1 U_L - A_2 \exp(A_3 U_L + A_4 J_L), \quad (2)$$

$$\text{where } A_0 = \frac{(J_c + J_0)R}{R_L + R}, \quad A_1 = \frac{1}{R_L + R}, \quad A_2 = \frac{J_0 R}{R_L + R}, \quad A_3 = \frac{e}{AkT}, \quad A_4 = \frac{eR_L}{AkT}.$$

Using expression (2) and experimentally received values of J_L and U_L , way of a variation of the values stated above coefficients of A_0, A_1, A_2, A_3, A_4 , the program carries out the best approximation of the experimental datas of $I_L = I_L(U_L)$ of the curve described by the transformed theoretical expression (2). Usually at analytical processing root mean square deviation does not surpass 10^{-8} that corresponds to the relative accuracy in definition of exit parameters and light diode characteristics at the level of no more than 1%. After finding of the specified coefficients providing the best approximation exit parameters of PHET are defined: J_{shc}, U_{no}, FF , efficiency. Light diode characteristics of R_1, R_{sh}, A and I_0 are calculated on the found coefficients of A_0, A_1, A_2, A_3, A_4 . Light CVCh PhET were measured by means of the laboratory stand at radiation of instrument structures by the sunlight simulator in ground conditions with a power of luminous flux of 100 MW/cm². As the source imitating sunlight the 500 W halogen lamp connected to the stabilized electrical power unit was used.

Effectiveness of photo-electric processes – oscillations, diffusions, drift, division and collecting of the generated under the influence of light nonequilibrium charge carriers essentially depends on time of their life. Therefore when carrying out the analysis of effectiveness of Si-PhET we determined by method of a stress decay of a no-load operation a lifetime of nonequilibrium charge carriers in the studied instrument structures [7].

The research of spectral dependence of coefficient of quantum effectiveness $Q(\lambda)$ allows to analyze integral effectiveness of photo-electric processes depending on incident radiant energy [7]. Therefore such researches also are necessary by optimization of ShC SI-PhET. Between current of a short-circuit of I_{chc} and the size $Q(\lambda)$ there is the functional communication described at rather big shunting R_{sh} resistance by a ratio [7]:

$$I_{chc} = e \int_0^{\lambda_{chc}} Q(\lambda) \cdot N(\lambda) d\lambda - I_d, \quad (3)$$

where λ - light wavelength; L_{chc} - a red photo current threshold; $N(\lambda)$ - the speed of receipt of photons on PhET surface; I_d - the diode current of PhET.

In actual practice intensity of the sunlight arriving on a surface of SE is such that at observed value of consistent resistance of instrumental structure of $I_d \ll I_{chc}$; for this reason (3) will be transformed to a look:

$$I_{chc} = Q(\lambda) \cdot N(\lambda). \tag{4}$$

The size $N(\lambda)$ entering in (4) can be expressed through intensity of light $I_l(\lambda)$ arriving on PhET surface:

$$Q(\lambda) = \frac{I_{chc}(\lambda) \cdot E(\lambda)}{eS \cdot I_l(\lambda)}. \tag{5}$$

When carrying out researches of spectral dependence of a photoresponse of Si PhET took place on an exit slit of a double monochromator and measurement of I_{chc} at the smoothly varying change of a wavelength of an incident radiation with the subsequent calculation of $Q(\lambda)$ based on the ratio of (5) was taken. Intensity of $I_l(\lambda)$ light is the characteristic of the used light source in quality which the filament lamp was used by 500 W.

2. Results and their discussion

2.1 The pilot studies of the industrial patterns of silicon photo-electric Chinese made transformers

For researches the most efficient productive Chinese made industrial patterns were chosen. CVCh 10 lights instrument structures were measured. Results demonstrate that the efficiency makes from 17.7% to 18.4%. For the analysis it was chosen light CVCh SI-PhET with the efficiency reference value – 18.1% (fig. 1, a curve 1). Analytical processing light CVCh allowed to define exit parameters and light diode characteristics of Si-PhET (see the table).

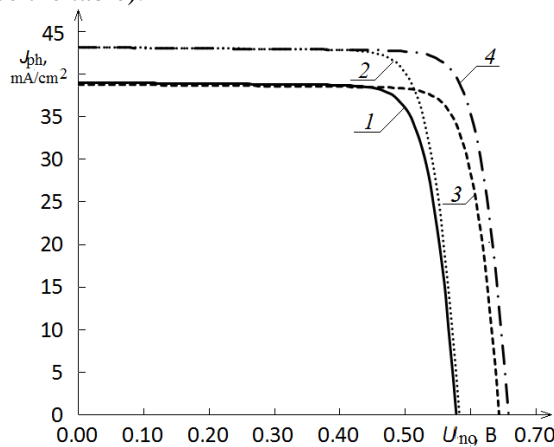


Fig. 1. Light volt-ampere characteristics

- 1 – initial, $J_{ph} = 39.0 \text{ mA/cm}^2$, $J_c = 5.4 \cdot 10^{-13} \text{ A/cm}^2$, % Efficiency=18.1;
- 2 – theoretical CVCh at $J_{ph} = 43.1 \text{ mA/cm}^2$, $J_c = 5.4 \cdot 10^{-13} \text{ A/cm}^2$, % Efficiency=20.1;
- 3 – theoretical CVCh at $J_{ph} = 39.0 \text{ mA/cm}^2$, $J_c = 3.1 \cdot 10^{-14} \text{ A/cm}^2$, % Efficiency=20.4;
- 4 – theoretical CVCh at $J_{ph} = 43.1 \text{ mA/cm}^2$, $J_c = 3.1 \cdot 10^{-14} \text{ A/cm}^2$, % Efficiency=23.1.

Table 1

The exit parameters and light diode characteristics of Si PhET received as a result of an experiment and model operation

Exit parameters and the light diode characteristics	The experimental patterns	Model operation of influence of J_c	Model operation of influence of J_{ph}	Model operation of influence of J_{ph} and J_c
J_{chc} , mA/cm ²	39.0	39.0	43.1	43.1
U_{shc} , mV	578	643	583	658
FF, rel. un.	0.80	0.82	0.80	0.82
η , %	18.1	20.4	20.1	23.1

J_{ph} , mA/cm ²	38.8	39.0	43.1	43.1
R_s , Om· cm ²	0.45	0.45	0.45	0.45
R_{sh} , Om· cm ²	1013	1013	1013	1013
A , rel. un.	0.9	0.9	0.9	0.9
J_c , A/ cm ²	$5.4 \cdot 10^{-13}$	$3.1 \cdot 10^{-14}$	$5.4 \cdot 10^{-13}$	$3.1 \cdot 10^{-14}$

Researches of exit parameters and light diode characteristics were added with lifetime researches. On a stress decay of a no-load operation (see fig. 2, a) it was established that the lifetime of nonequilibrium charge carriers makes 520 microsec. Results of the research of spectral dependence of coefficient of quantum effectiveness (fig. 3, a curve 1) show that the spectral interval of a photosensitivity of Si-PhET makes 0.42-1.20 microns. The maximal $Q(\lambda)$ value is observed in a spectral interval of 0.90-1.10 microns, and since 0.80 microns, $Q(\lambda)$ considerably decreases.

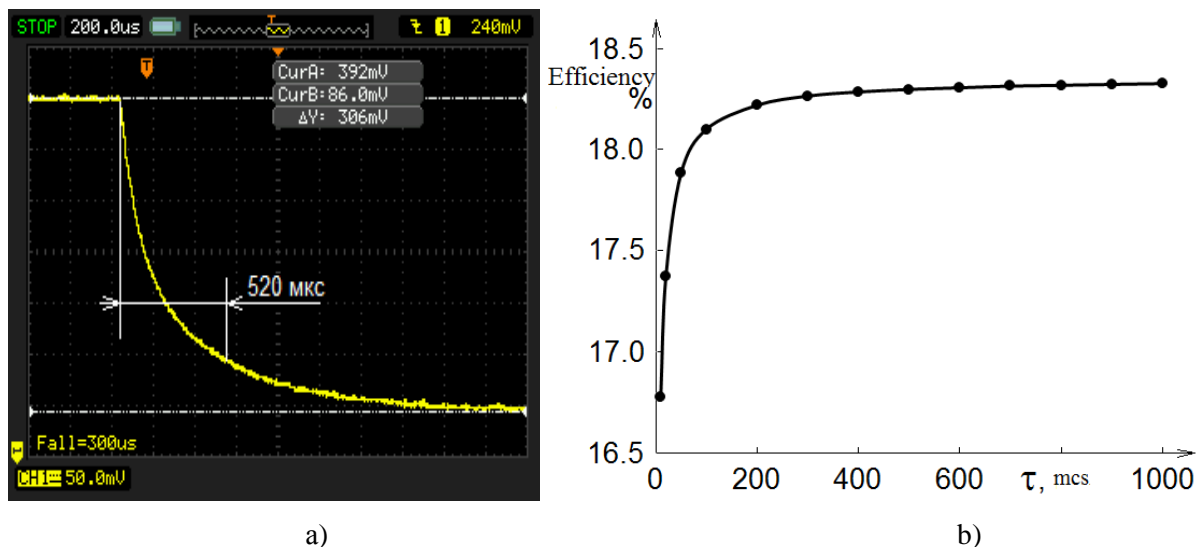


Fig. 2. A research of a lifetime of nonequilibrium charge carriers in the industrial patterns of Si-PHET of the Chinese made(s) and model operation of time effect of life on their efficiency.

2.2 Model operation of influence time of life of nonequilibrium charge carriers on effectiveness of the industrial patterns of silicon photo-electric of the Chinese made transformers

As efficiency value of the studied industrial patterns of the Chinese made conceded to effectiveness of the best industrial patterns of the European made which exceeds 20%, for searching of paths of increase in efficiency numerical model operation of parameters of the studied Si-PhET by means of computer was carried out. For model operation the PC1D 5.9 program developed at University of New South Wales (Australia) which is available in the free access was used. By means of this software the PhET electronic model was created. Such parameters of a basic silicon crystal of PhET as width of the forbidden region, the relative inductivity, characteristic concentration of charge carriers, value of mobility of electrons and holes, were a part of the software of PC1D 5.9. Besides at model operation such characteristics of the studied PHET were considered:

- level of a doping of a basic crystal of r-type which made $1.5 \cdot 10^{16}$ cm³;
- thickness of a n+-layer is 0,1 microns, p + - a layer – 1.15 microns, the average level of their doping at erfc-distribution - 10^{20} cm³ and 10^{18} cm³, respectively;
- thickness of the clarifying covering from Si₃N₄ - 53 nanometers;
- height of a relief of chaotically textured frontal surface - 3 microns;
- recombination rates on the frontal and back surfaces of $S_n=S_p = 10^3$ m/s;
- the consistent and shunting resistance which were determined by analytical processing of the experimental light CVCh (see, the table).

Model operation of work of PhET was carried out for its temperature of 25 ° C in the mode of radiation AM1,5G at power illuminating intensity of the frontal surface 1000 W/sq.m. The lifetime of minority carriers of a charge which changed from 10 microsec to 1000 microsec was the varied parameter in this model.

The analysis of the obtained data (fig. 2, b) shows that since values of a lifetime of 300 microsec its further increase does not exert impact on efficiency. As for the studied industrial patterns of Si-PhET the experimental value of a lifetime made 520 microsec, it demonstrates that quality of a basic crystal is not the factor limiting efficiency of the studied Si-PhET at the level of 18%.

2.3 Model operation of influence of light diode characteristics on effectiveness of the industrial patterns of silicon photo-electric transformers of the Chinese made

Analyzing expression (1), it is possible to show that with body height of JF, RSh and with decrease of J_0 , A, R effectiveness of PhET increases. However for identification of the physical mechanisms defining efficiency of PhET it is more useful to establish the quantitative connection between the effectiveness of tool-making structure and its light diode characteristics. It allows to define the dominating light diode characteristics which change at change of ShC SI-PhET causes change of its efficiency. As a result there is an opportunity to reduce significantly the volume of the subsequent pilot studies on establishment of physical regularities of influence of ShC on effectiveness of Si PhET. Therefore in work, using the developed computer program, model operation of influence of change of each of light diode characteristics of PhET on effectiveness was carried out. At the same time all light diode characteristics of PhET, except one, are fixed, and this light diode characteristic accepts value from the chosen interval. On a set of light diode characteristics, according to expression (1), the program counted theoretical light CVCh and defined efficiency. Then the following value of a light diode characteristic is got out of the chosen interval and the next theoretical light is calculated CVCh from which the efficiency is defined. As a result we receive theoretical dependence of efficiency on change in the chosen range of one diode characteristic at the fixed others. Similar model operation repeats for each light diode characteristic of PhET. Analyzing theoretical dependences of efficiency on change of light diode characteristics, we estimated the quantitative contribution of change of each of light diode characteristics to a possibility of achievement of efficiency over 20%.

Results of model operation show that increase in the shunting resistance and decrease in consistent resistance at the fixed other diode characteristics for Si-PHET with efficiency of 18.1% does not lead to essential increase in effectiveness (fig. 4 a, b). So increase of the shunting resistance from $R_{Sh} = 1000 \text{ Ohms} \cdot \text{cm}^2$ to $R_{Sh} = 4000 \text{ Ohms} \cdot \text{cm}^2$ causes growth of effectiveness by 0.1%. Decrease in consistent resistance from $R = 0.45 \text{ Ohms} \cdot \text{cm}^2$ to $R = 0.1 \text{ Ohms} \cdot \text{cm}^2$ leads to growth of efficiency by 0.5%.

Essential increase of effectiveness at the fixed other diode characteristics can be reached or due to body height of density of a photo current or due to decrease of density of the diode saturation current (fig. 4, c, d). So, body height of density of a photo current by 1.1 times, from $J_{ph} = 39.0 \text{ mA/cm}^2$ to $J_{ph} = 43.1 \text{ mA/cm}^2$ lead to body height of effectiveness up to 20.1% (see the table). And decrease in density of the diode saturation current from $J_c = 5.4 \cdot 10^{-13} \text{ A/cm}^2$ to $J_c = 3.1 \cdot 10^{-14} \text{ A/cm}^2$ allow to increase efficiency to 20.4% (see the table). Mathematical model operation showed that simultaneous body height of $J_c = 3.1 \cdot 10^{-14} \text{ A/cm}^2$ and $J_{ph} = 43.1 \text{ mA/cm}^2$ leads to increase in efficiency up to 23,1% (see the table).

According to the experimental datas (see fig. 3) the short-wave limit of photosensitivity of the studied exemplars of Si-PHET makes 0.42 microns therefore in instrument structures an ultraviolet part of a range will not be transformed. Therefore body height of density of a photo current for the studied Si-PhET can be received when drawing on a surface of ready instrument structure of a luminescent coating. Such covering absorbs photons in an ultraviolet part of the solar spectrum and generates photons in an infrared part of the solar spectrum. The most optimum Si-PhET of the Chinese made for the industrial patterns is the luminescent coating put with an economic chemical method on the basis of quantum points of lead sulfide [8]. Such quantum points absorb light in the spectral range of 0.30-0.40 microns and generate photons with a length about 1:05 microns [8] that corresponds to area of the maximal experimental values of quantum effectiveness of Si-PHET investigated in work (fig. 3). According to the results of model operation presented in the work [8] use of such luminescent coating theoretically allows to increase an initial current density of a short-circuit more than at 1.1-1.2 time that, according to results of the researches conducted by us, it is enough for achievement of efficiency at the industrial patterns of Si-PhET of the Chinese made over 20%.

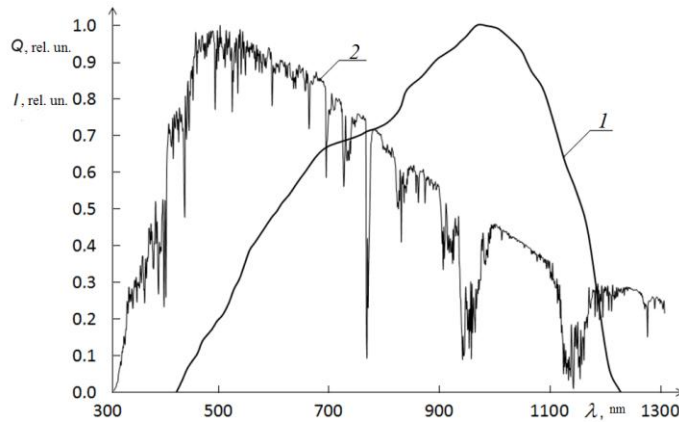


Fig. 3. Spectral dependences of coefficient of quantum effectiveness of the Chinese made Si-PhET
 1 – $Q(\lambda)$ Si-PhET; 2 – solar spectrum of AM1.5G.

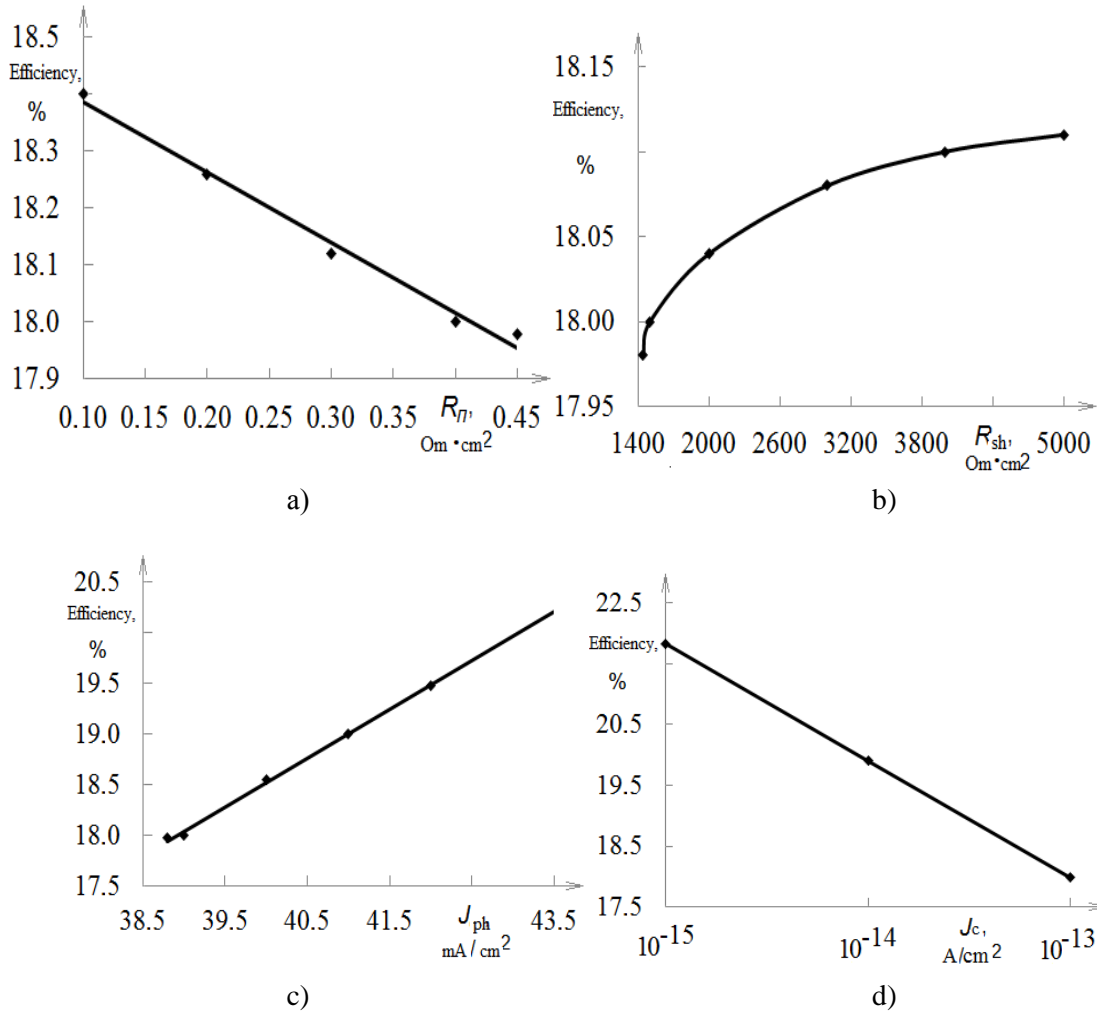


Fig. 4. Model operation of influence of the consistent resistance (a) shunting resistance (b), density of a photo current (v) and density of the diode saturation current (g) on efficiency SI-PHET of the Chinese made

For decrease of density of the diode saturation current it is possible to apply plazmonny coverings on a surface of Si-PhET or to carry out processing in a magnetic field. According to literary data (see, for example in [9]) plazmonny coverings allow to realize a new way of optimization of capture of photons by means of the metal nanoparticles applied on PHET surface. By exaltation of the surface the plasmon-polyariton of waves can be provided oscillation of nonequilibrium charge carriers only in p to area near a homojunction that will allow to reduce density of the diode saturation current. Magnetic processing of Si-PHET in the stationary field which according to literary data [10] influences electrically active internal

defects and the defect complexes in a silicon plate, also theoretically allows to reduce density of the diode saturation current by reorganization of power structure of ensemble electrically active internal of dot defects in the field of a homojunction of instrument structure.

Conclusions. It was shown that the lifetimes of nonequilibrium charge carriers realized for the industrial patterns by Si-PhET of the Chinese made which make 520 microsec do not limit a possibility of increase in their efficiency over 20%. Reached the size of the consistent and shunting resistance of the industrial patterns of Si-PHET of the Chinese made which make $0.45 \text{ Ohms} \cdot \text{cm}^2$ and $1000 \text{ Ohms} \cdot \text{cm}^2$, respectively, do not need further optimization. It is shown that increase in density of a photo current from 39.0 mA/cm^2 to 43.1 mA/cm^2 in the industrial patterns of Si-PhET of the Chinese made without change of other diode characteristics leads up to 20.1% to body height of their effectiveness. For similar increase in density of a photo current on a surface of ready instrument structure it is necessary to form a luminescent coating the containing quantum points of lead sulfide. It is established that decrease in density of the diode saturation current from $5.4 \cdot 10^{13} \text{ A/cm}^2$ to $3.1 \cdot 10^{14} \text{ A/cm}^2$ in industrial patterns of Si-PhET of the Chinese made without changing of other diode characteristics leads up to 20.4% to body height of effectiveness. Possible physico-technological approaches for decrease of density of the diode saturation current of ready PhET is drawing the plazmon of coverings or processing of instrument structures in a magnetic field. Simultaneous increasing of density of a photo current and density of the diode saturation current up to the values stated above allows to increase efficiency to 23.1%.

References.

1. Razykov T.M., Ferekides C.S., Morel D., Stefanakos E., Ullal H.S., Upadhyaya H.M. Solar photovoltaic electricity: Current status and future prospects // *Solar Energy*. 2011. V. 85. P. 1580–1608.
2. Rehman A., Lee S. H. Advancements in n-Type Base Crystalline Silicon Solar Cells and Their Emergence in the Photovoltaic Industry // *Scientific World Journal*. 2013. V. 2013. ID 470347. P.1-13
3. Binetti S., Acciarri M., Donne A. Le, Morgano M., Jestin Y. Key Success Factors and Future Perspective of Silicon-Based Solar Cells // *International Journal of Photoenergy*. 2013. V. 2013. ID 249502. P 1-6.
4. Saga T. Advances in crystalline silicon solar cell technology for industrial mass made // *NPG Asia Materials*. 2010. V. 2. P. 96–102
5. Bye G., Ceccaroli B. Solar grade silicon: Technology status and industrial trends // *Solar Energy Materials & Solar Cells*. 2014. V. 130. P. 634–646.
6. Möller H.J. *Semiconductors for solar cells*. Boston: Artech House, 1993.
7. Raushenbach H. S. *Solar Cells Array Design*. New York: Litton Uducation Publishing, 1980.
8. Shcherbatyuk, G. V.; Inman, R. H.; Wang, C.; Winston, R., Ghosh, S. Viability of Using Near Infrared PbS Quantum Dots as Active Materials in Luminescent Solar Concentrators. *Appl. Phys. Lett.* 2010. V. 96. P. 191901–191903.
9. Catchpole K.R., Polman A. Plasmonic solar cells // *Optics Express*. 2008. V. 16, № 26. P. 21793–21800.
10. Makar V. A., Vasilyev M. A., Steblenko L. P., Koplak O. V., Kurilyuk A.N., Kobza player YU.L., Naumenko of S. N. Provoked by action of a magnetic field changes of the impuritiest structure and microhardness of near-surface layers of crystals of silicon//*Physics and technique of semiconductors*. 2008. T. 42. Issue 9. C. 1061-1064.

Рецензенти:

Кудій Дмитро Анатолійович, в.о. декана ФТ факультету НТУ «ХП», к.т.н.;

Долбін Олександр Вітольдович, провідний науковий співробітник ФТІНТ НАН України
ст.н.с., д. ф.-м.н.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 621.311.171

Р.В. Зайцев*Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»***РОЗРОБКА ТЕПЛОПРОВІДНОГО ДІЕЛЕКТРИЧНОГО КОНТАКТУ ДЛЯ СОНЯЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ФОТОЕНЕРГЕТИЧНОЇ УСТАНОВКИ**

У роботі запропоновано теплопровідний діелектричний контакт для сонячних елементів фотоенергетичної установки на основі плівкової структури $Al_2O_3/ZnO/Cr/Cu$. Визначено оптимальні режими отримання зазначених шарів, ключовим з яких є отримання бар'єрного бездефектного шару оксиду алюмінію. Проведено експериментальну апробацію зазначеної структури, котра підтвердила можливість використання таких шарів для створення сонячної батареї на основі елементів із структурою $InGaP/InGaAs/Ge$ для гібридної фотоенергетичної установки з охолодженням.

Ключові слова: теплопровідний діелектричний контакт, сонячний елемент, фотоенергетична установка.

Рис. 5. Літ. 7.

Р.В. Зайцев**РАЗРАБОТКА ТЕПЛОПРОВОДЯЩЕГО ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО КОНТАКТА ДЛЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ФОТОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ УСТАНОВКИ**

В работе предложен теплопроводящий диэлектрический контакт для солнечных элементов фотоэнергетических установок на основе пленочной структуры $Al_2O_3/ZnO/Cr/Cu$. Определены оптимальные режимы получения указанных слоев, ключевым из которых является получение барьерного бездефектного слоя оксида алюминия. Проведена экспериментальная апробация указанной структуры, которая подтвердила возможность использования таких слоев для создания солнечной батареи на основе элементов со структурой $InGaP/InGaAs/Ge$ для гибридной фотоэнергетической установки с охлаждением.

Ключевые слова: теплопроводящий диэлектрический контакт, солнечный элемент, фотоэнергетическая установка.

R.V. Zaitsev**DEVELOPMENT OF THERMAL CONDUCTING DIELECTRIC CONTACT FOR SOLAR CELLS OF PHOTOENERGY SYSTEM**

The paper suggests conductive dielectric contact for photoenergy system solar cells based on $Al_2O_3/ZnO/Cr/Cu$ film structures. The optimum mode of receive these layers, the key of which is to obtain defect-free aluminum oxide barrier layer, has been obtain. An experimental testing of these structures confirmed the possibility of such layers to create a solar cell based on the elements of the $InGaP/InGaAs/Ge$ structure for hybrid photoenergy system with cooling.

Key words: conductive dielectric contact, solar cell, photoenergy system.

Вступ. Світові тенденції розвитку енергетичного ринку та пов'язаного з цим зростання споживання природних енергетичних ресурсів переконливо показують необхідність пошуку додаткових джерел енергії, які змогли б компенсувати нестачу наявних ресурсів, а в ідеалі – повністю замінити їх. Як свідчить практичний досвід США, Японії, Німеччини, один із шляхів розв'язання цієї задачі, пов'язаний з перетворенням сонячної енергії в електричну енергію за допомогою напівпровідникових сонячних елементів (СЕ).

Найбільш розповсюдженим типом СЕ є приладові структури на основі моно- та полікристалічного кремнію товщиною до 200 мкм. Основною проблемою їх широкомасштабного використання є висока ціна електричної енергії яку вони виробляють, що обумовлено високою матеріало- та енергоємністю технологічного процесу виготовлення. Для зниження ціни СЕ перспективним є використання систем, які працюють в умовах концентрованого сонячного випромінювання. Використання дзеркал дозволяє в сотні разів знизити витрати СЕ. Проте застосування ФЕП на основі кремнію традиційної конструкції при концентрованому сонячному випромінненні призводить до зниження ККД на порядок [1, 2]. В той же час використання багатоперехідних кремнієвих СЕ з вертикальними діодними комітками з підвищенням інтенсивності сонячного опромінення демонструє підвищення ККД [3, 4].

Розроблена раніше [5] фотоенергетична установка на основі багатоперехідних кремнієвих СЕ з вертикальними діодними комітками, яка має систему позиціонування та управління, що дозволяє збільшити кількість світлової енергії, що надходить на поверхню енергетичної установки, має багато переваг. Така фотоенергетична установка буде виробляти не тільки електричну енергію, а й теплу воду. Але поряд із цим, на етапі впровадження виявилися суттєві недоліки щодо промислового виробництва таких установок, пов'язані з обмеженими обсягами виробництва багатоперехідних кремнієвих СЕ.

Разом з тим в даний час відбулося різке зростання обсягів виробництва і, як наслідок, істотне зниження вартості багатоперехідних СЕ на основі структури InGaP/InGaAs/Ge, обумовлений включенням в виробничий цикл численних підприємств КНР. Вони відрізняються стабільною роботою в умовах концентрованого випромінювання, і, головне, мають робочу температуру, що досягає 70 градусів. Останнє істотно знижує вимоги до системи охолодження, дозволяючи спростити і здешевити її конструкцію. Важливою особливістю конструкції подібних СЕ є виконання металізації тильного і фронтального струмознімальних електродів з срібла, що дозволяє легко здійснювати комутацію СЕ, а також їх фіксацію на радіаторній пластині фотоенергетичного модуля методом пайки низькотемпературним припоєм.

Постановка задачі. У зв'язку з вищевикладеним, перспективним видається заміна в конструкції фотоенергетичного модуля сонячної батареї на основі кремнієвих СЕ батареєю з відповідним чином скоммутованими СЕ на основі структури InGaP/InGaAs/Ge. Проведені роботи спрямовані на одночасну реалізацію в рамках запропонованого конструктивного рішення електричного між'єднання окремих СЕ у батареї і ефективного теплового контакту СЕ до радіаторної пластини фотоенергетичного модуля.

Результати та їх обговорення. В якості діелектричного теплопровідного шару був обраний шар Al_2O_3 , зважаючи на легкість його отримання шляхом електрохімічного анодування алюмінію і його високу механічну та діелектричну міцність. Проведені на тестових пластинах алюмінію експерименти дозволили визначити оптимальний спосіб отримання діелектричного шару Al_2O_3 , до складу якого входять такі основні стадії [6]:

1. Промивка у дистильованій воді.
2. Хімічне знежирення у водному розчині:
 - карбонат натрію Na_2CO_3 (технічний, ГОСТ 5100-85) – 50 г/л;
 - тринатрійфосфат $Na_3PO_4 \cdot H_2O$ (технічний, ГОСТ 201-76) – 50 г/л;
 - сульфонол $C_nH_{2n+1}C_6H_4NaO_3S$ (ТУ 07510508.135-98) – 0,5 г/л.Знежирення при температурі розчину 60-65 °С протягом 60 сек.
3. Промивка у дистильованій воді.
4. Хімічне травлення та поліровка алюмінієвої пластини у водному розчині гідроксиду натрію NaOH (ЧДА, ГОСТ 4328-77) 80 г/л.
Травлення при температурі розчину 60-60 °С протягом 6 хвилин.
5. Промивка у дистильованій воді.
6. Анодування у 20% водному розчині сірчаної кислоти H_2SO_4 (ЧДА, ГОСТ 4204-77) при температурі 2-5 °С протягом 30 хвилин при густині струму 20, 200 або 500 мА/см².
7. Промивка у дистильованій воді.
8. Зарощування пор у шарі Al_2O_3 шляхом викип'ячування у воді при температурі 98-100 °С протягом 30 хвилин.

За викладеним вище способом було отримано шість серій зразків, що відрізнялися умовами отримання: зразки серій №1 та №2 отримані при густині струму анодування 20 мА/см², зразки серій №3 та №4 - 200 мА/см², зразки серій №5 та №6 - 500 мА/см². Зразки серій №2, №4 та №6 додатково піддавалися викип'ячуванню для зарощування пор [6].

Я зазначалося раніше [7], внаслідок великої різноманітності поліморфних і гідратних форм оксиду алюмінію анодний Al_2O_3 має змінний склад. Експериментальні дані свідчать про те, що анодний Al_2O_3 являє собою рентгеноаморфну тверду речовину, що складається з гідратованого оксиду алюмінію $Al_2O_3 \cdot (H_2O)_n$, де $n=0\div 3$, розвинена внутрішня поверхня якого адсорбує аніони і катіони використаного електроліту.

Для дослідження та вибору оптимального режиму осадження були проведені рентгендіфрактометричний аналіз та мікроскопія досліджуваних зразків серій №1-№6 за допомогою растрового тунельного мікроскопу РЕМ-106 (збільшення у 100-10000 разів) та металографічного мікроскопу Sigeta MM-700 (збільшення у 10-100 разів).

На рисунку 1 наведено мікроскопічні знімки, отримані за допомогою мікроскопу Sigeta MM-700, характерні досліджуваним серіям зразків.

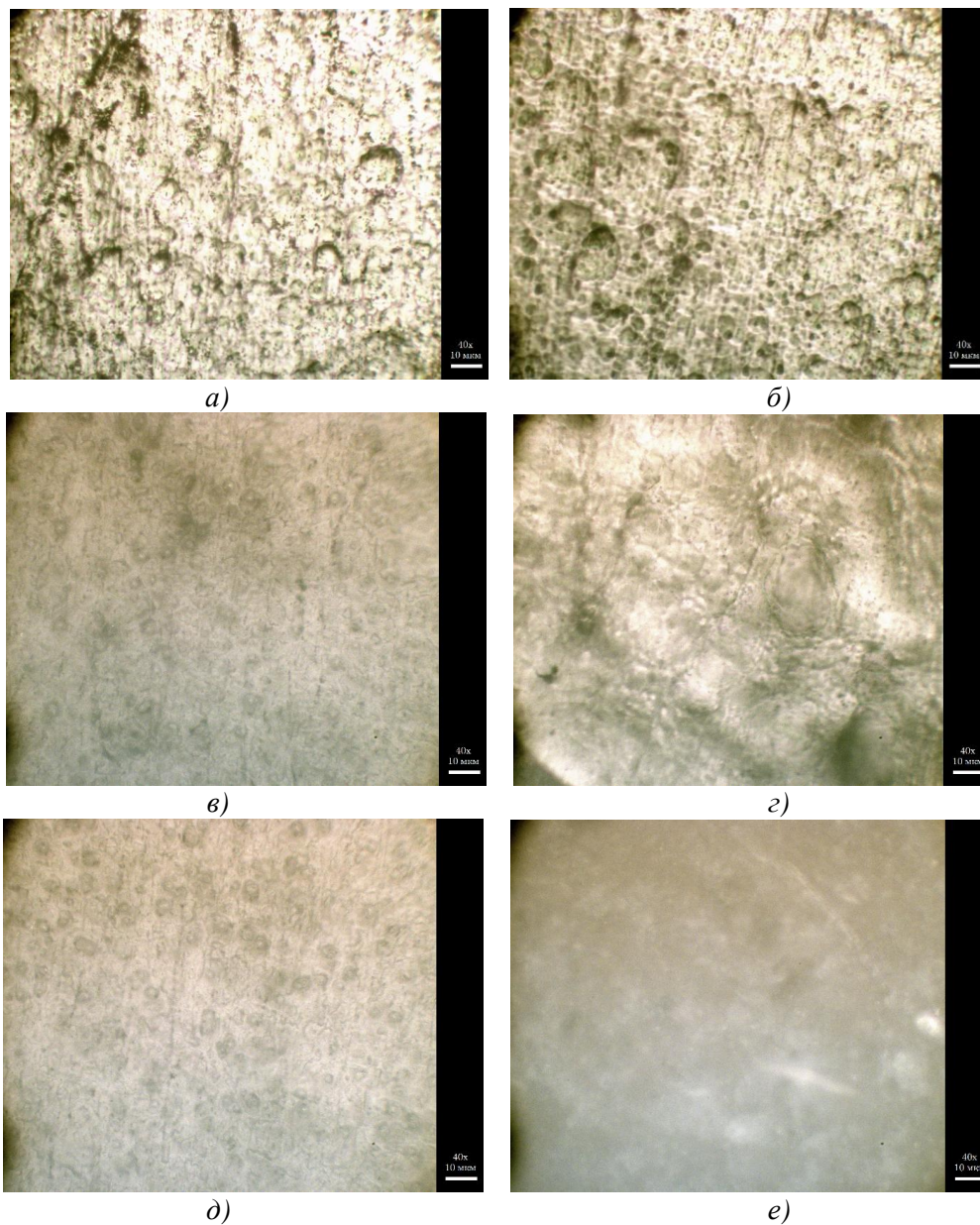
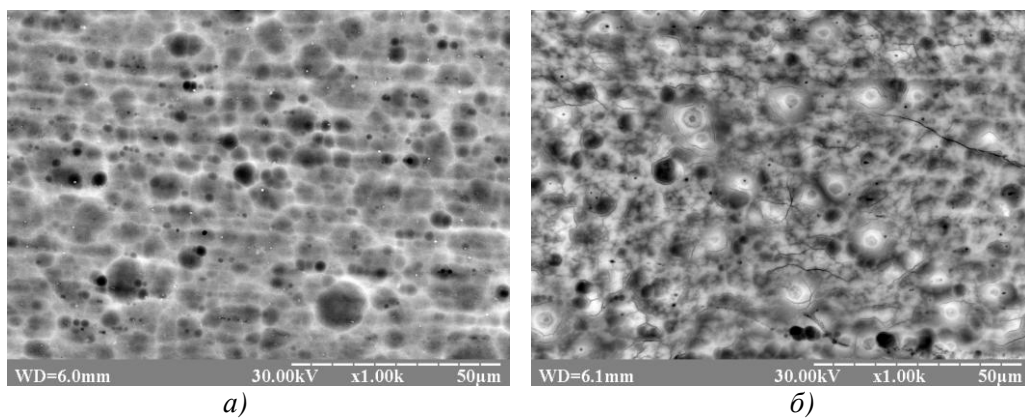
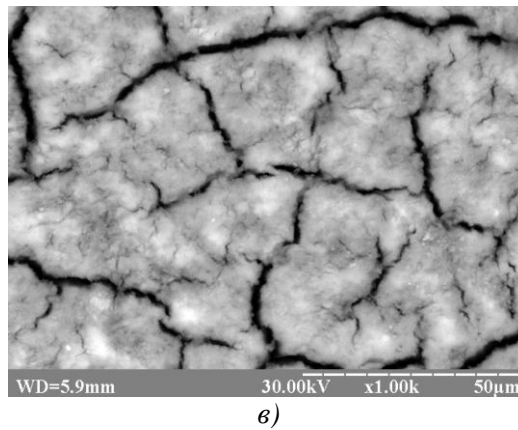


Рис. 1. - Мікроскопічні знімки зразків серії №1-№6 (а-е), отримані за допомогою мікроскопу Sigeta MM-700 при збільшенні у 40 разів

На рисунку 2 наведено мікроскопічні знімки зразків із зарощеними порами, отримані за допомогою растрового електронного мікроскопу РЕМ-106.





в)

Рис. 2. - Мікроскопічні знімки зразків серій №2, №4 та №6 (а - в), отримані за допомогою растрового електронного мікроскопу РЕМ-106 при збільшенні у 1000 разів

На рисунку 3 наведено рентгендіфрактограму шару Al_2O_3 , характерну для серій досліджуваних зразків із зарощеними порами.

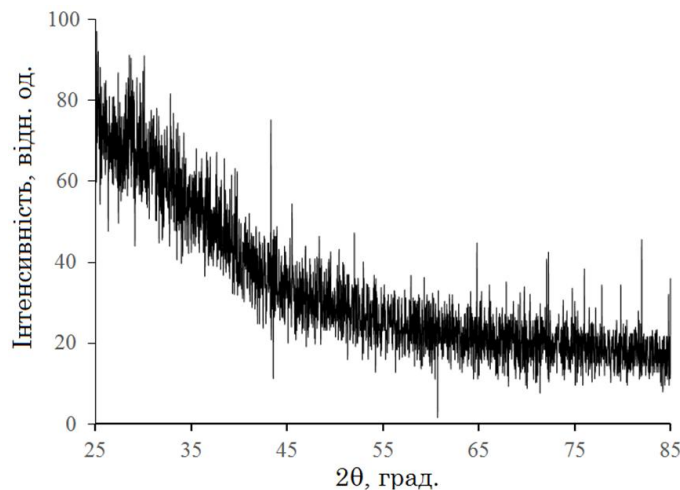


Рис. 3. - Характерна рентгендіфрактограма шару Al_2O_3 для серій досліджуваних зразків із зарощеними порами

Аналіз наведеної рентгендіфрактограми свідчить про відсутність кристалічної фази, а вся плівка являє собою рентгеноаморфну тверду речовину. Дослідження мікроскопічних знімків дозволяє зробити висновок, що найбільшу товщину діелектричного шару можна отримати при збільшенні густини струму в електрохімічній комірниці до 500 mA/cm^2 . Однак при таких струмах на мікроскопічних знімках (рис. 2) спостерігаються тріщини від 0,5 до 5 мкм, що призводить до втрати діелектричних властивостей шару. Тому оптимальним є режим отримання бар'єрного шару при густині струму не більше $20\text{-}40 \text{ mA/cm}^2$ (зразки серії №2).

Подальше дослідження електричного опору отриманих шарів Al_2O_3 зразків серії №2 показало, що електричний опір таких шарів складає не менше 1 кОм. Зазначене може бути обумовлене недостатністю герметизації пор при викип'ячуванні, через які відбувається шунтування шару.

Шляхом аналізу літературних джерел, було запропоновано використання оксиду цинку для герметизації пор у шарі Al_2O_3 . Для реалізації зазначеного рішення було сформовано структуру $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZnO}$. В роботі шари ZnO осаджувалися методом неактивного магнетронного розпилення на постійному струмі в вакуумній установці ВУП-5М. Мішень для розпилювання представляє собою спресовану механічну суміш дрібнодисперсійних порошоків In_2O_3 та SnO_2 напівпровідникової чистоти зі вмістом 90 ваг. % In_2O_3 та 10 ваг. % SnO_2 . В якості пристрою, що розпилює використовувався магнетрон з діаметром 40 мм та магнітною індукцією 0,1 Тл. Довжина розрядного проміжку, що є зазором між магнетроном і підкладкою, складала 70 мм. Питома потужність магнетрону складала $0,2 \text{ Вт/см}^2$. Температура підкладки варіювалась від $20 \text{ }^\circ\text{C}$ до

500 °С. Вихідний залишковий тиск у вакуумній камері, який створювався дифузійним насосом, складав $3 \cdot 10^{-5}$ Тор, робочий тиск аргоно-повітряної суміші в процесі розпилення варіювався в діапазоні значень $(2,1-2,6) \cdot 10^{-2}$ Тор за рахунок зміни швидкості натікання аргону в вакуумну камеру, газування та натікання повітря.

Мікроскопічний аналіз поверхні зразків з причини малої товщини шару ZnO не виявив змін у морфології поверхні шару відносно зображених на рисунках 1 та 2.

Дослідження електричного опору отриманих шарів Al_2O_3/ZnO на поверхні алюмінію показало, що електричний опір таких шарів складає більше 2 кОм. Зазначений електричний опір є достатнім для ефективного монтажу СЕ на поверхні радіаторної пластини без суттєвих втрат енергії, що ними виробляється.

Площини контактної металізації поверх діелектричного шару формувалися термовакуумним напиленням металічних плівок через виготовлену з нержавіючої сталі маску з відповідною геометрією для розміщення СЕ. Серія експериментів, проведених на тестових пластинках, які були покриті діелектричним шаром показали, що оптимальним варіантом створення металізації є використання двошарової системи, яка складається з шару хрому завтовшки 0,15 мкм, який забезпечує високу адгезію металічної плівки до діелектричного покриття та шару міді, завтовшки близько 2 мкм, який забезпечує можливість пайки зразків СЕ до такої металізації (рис. 4). Напилення відбувалось в установці ВУП-4 при вакуумі 2×10^{-5} Па, підкладка перед напиленням прогрівалася до 110 °С, час напилення з вольфрамових випаровувачів становив 30 секунд для хрому та 360 секунд для міді.

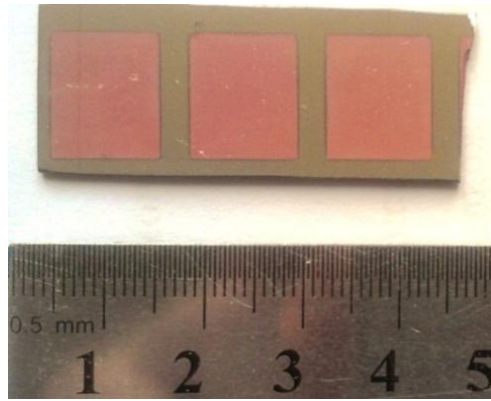


Рис. 4. - Фрагмент тестової пластини алюмінію після нанесення двошарової Cr/Cu контактної металізації на поверхню діелектричного шару Al_2O_3/ZnO

Дослідження можливостей пайки до сформованих плівкових шарів здійснювалось шляхом прогріву пластини з нанесеною металізацією електропідією до температури 150 °С з наступним лужінням металізації низькотемпературним малооловянистим припоєм (рис. 5, а) і пайкою до такої поверхні комутаційних провідників і тестових зразків СЕ (рис. 5, б).

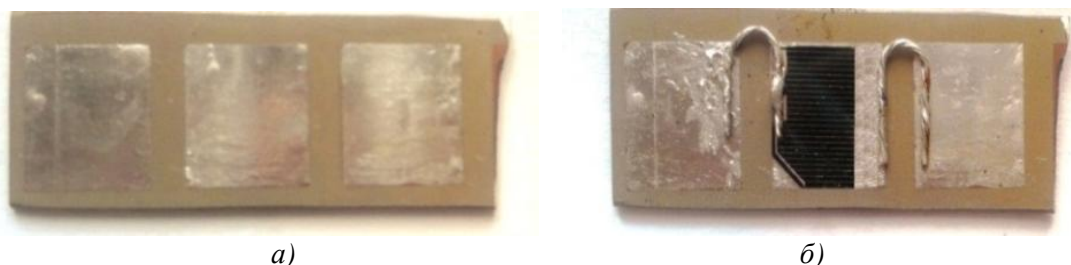


Рис. 5.- Металізація, покрита низькотемпературним припоєм (а) та металізація після припайки фрагмента тестового СЕ на основі структури InGaP/InGaAs/Ge і комутаційних провідників (б)

Проведенні експерименти з пайки до нанесених шарів показали, що при мінімізації часу витримки плівкових шарів міді на повітрі суттєвого окислення не відбувається і можлива

ефективна низькотемпературна пайка таких шарів з використанням нейтральних флюсів, наприклад канифолі.

Дослідження вихідних параметрів тестових зразків СЕ на основі структури InGaP/InGaAs/Ge до і після пайки не виявило суттєвого впливу даного технічного процесу на параметри таких пристроїв.

Висновок. У роботі запропоновано теплопровідний діелектричний контакт для сонячних елементів фотоенергетичної установки на основі плівкової структури Al₂O₃/ZnO/Cr/Cu. Визначено оптимальні режими отримання зазначених шарів, ключовим з яких є отримання бар'єрного бездефектного шару оксиду алюмінію. Проведено експериментальну апробацію зазначеної структури, котра підтвердила можливість використання таких шарів для створення сонячної батареї на основі елементів із структурою InGaP/InGaAs/Ge для шібридної фотоенергетичної установки з охолодженням.

Список використаних джерел:

1. Jones A.D. A thermal model for photovoltaic systems / A.D. Jones, C.P. Underwood // Solar Energy, Vol. 70, Issue 4, p. 349-359 (2001).
2. Tuomiranta A. Validation of thermal models for photovoltaic cells under hot desert climates / A. Tuomiranta, P. Marpu, S. Munawwar, H. Ghedira // Energy Procedia, Vol. 57, p. 136-143 (2014).
3. Розроблення фотоенергетичної установки на основі багатоперехідних кремнієвих сонячних елементів з вертикальними діодними комітками. Звіт про НДР (заключний; № держреєстрації 0111U007628) / Керівник Є. Сокол (Харків: НТУ «ХП»: 2012).
4. Стребков Д.С. Матричные солнечные элементы: Монография в 3-х томах. Том 1. - М.: ГНУ ВИЭСХ, 2009 – 120 с.
5. Сокол Е.И. Физико - технические особенности и предельные практические возможности фотоенергетического модуля нового поколения на территории Украины / Е.И. Сокол, В.Р. Копач, Р.В. Зайцев и др. // Відновлювана енергетика, № 2(25), с. 18-28 (2011).
6. Мельников П.С. Справочник по гальванопокрытиям в машиностроении. - М.: Машиностроение, 1991 – 384 с.
7. Напольский К.С. Синтез пространственно упорядоченных металл-оксидных нанокмозитов на основе пористого Al₂O₃ / Под ред. А.Р. Кауля. – М.: Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, 2008. – 211 с.

Стаття надійшла до редакції 21.04.2017

УДК 544.015.35: 004.942

V.V. Kaverinskiy, A.I. Trotsan, G.A. Bagiluk, Z.P. Sukhenko

Institute for Problems in Materials Science

SIMULATION OF VOLUMETRIC AUSTENITE TRANSFORMATION

A computer mathematical model for austenite transformation process simulation was developed. The developed model can be useful for prediction of structure obtained during metal cooling. Using in the model combined heat transfer and physical kinetics solution the allocation of structure types in a sample cross section could be obtained. A simulation of structure formation during quenching of an ordinary low-carbon steel cylindrical sample was carried out. Quenching depth and parts of structure types in different distances from surface were predicted. The simulation showed that the properly quenched depth in a cylindrical sample of ordinary low-carbon steel with diameter 20 mm is about 2 – 3 mm (in water cooling conditions). Then the part of martensite significantly decline and the structure becomes consists mostly from ferrite. The model is useful for heat processing developing. Using it you can fast and with minimum of expense develop a proper tempering regime without large number of experimental.

Keywords: mathematical model, phase transformations, austenite, steel, simulation, quenching.

В.В. Каверинський, А.І. Троцан, Г.А. Баглюк, З.П. Сухенко

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ РОЗПАДУ АУСТЕНИТУ В ОБ'ЄМІ МАТЕРІАЛУ

Розроблено комп'ютерну модель, що описує процес перетворення аустеніту. Модель використовується для передбачення структури металу, що формується в процесі його охолодження. Використання комбінації рішення задачі теплопереносу з моделюванням кінетики фазових перетворень дозволяє передбачити розподіл отриманої структури по об'єму виробу. У даній роботі представлений приклад використання даної моделі для опису структуроутворення при загартуванні циліндричного зразка з низькоуглецевої сталі.

Ключові слова: комп'ютерна модель, фазові перетворення, аустеніт, сталь, моделювання, гартування.

В.В. Каверинский, А.И. Троцан, Г.А. Баглюк, З.П. Сухенко

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСПАДА АУСТЕНИТА В ОБЪЕМЕ МАТЕРИАЛА

Разработана компьютерная модель, описывающая процесс превращения аустенита. Модель используется для предсказания структуры металла, формирующейся в процессе его охлаждения. Применение комбинации решения задачи теплопереноса с моделированием кинетики фазовых превращений позволяет предсказать распределение полученной структуры по объёму. В данной работе представлен пример использования данной модели для описания структурообразования при закалке цилиндрического образца из низкоуглеродистой стали.

Ключевые слова: компьютерная модель, фазовые превращения, аустенит, сталь, моделирование, закалка.

Introduction. The austenite transformation processes play a significant role in structure and properties formation of steels [1, 2]. Austenite decomposition during steel cooling could leads to formation of a various structural types [1]. Different factors have influence on the obtained final structure. Among them are temperature and cooling rate, material composition, grains size and deformation degree [3]. Physically grounded computer simulation of these phenomena is a challenging and practically important task. This work is devoted to demonstration of implementation of the developed by us computer model of phase transformations in alloyed steels to describe the structure formation in different places of a low-carbon steel cylinder transverse section when it's cooling. The simulation includes solving of a heat exchange problem and description of the phase transformation (austenite decomposition) kinetics.

Methodology and base theory. The computer model of phase transformations [4] consists of the next modules: thermodynamic module, ferrite transformation kinetics module, pearlite transformation kinetics module, bainite transformation kinetics module, martensite transformation kinetics module. Also was created a small program for selection data sets from the calculation results. For the software realization used program languages C++ and Python.

The thermodynamics modeling is based on CALPHAD-method [5, 6]. The original special software was developed by us for this module realization. The detailed description of this module implementation is given in our work [7].

Ferrite transformation kinetics modeling is baled on works [1, 3]. Ferrite nucleation is given by equation (1):

$$J_i = C_i \cdot N_i^0(t) \frac{1}{\sqrt{T}} e^{-\frac{Q_N(Y_{AE})}{RT}} \cdot e^{-\frac{K_1(x)}{K_2(x) k_B \cdot T \cdot \Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}^2(T, Y_{AE})} \sigma_{eff}^3} \quad (1)$$

where: J_i – rate of ferrite nucleation by i -th process mode, $1/s \cdot m^2$; C_i - empirical factor, which takes into account the influence of a crystal lattice defects rate in the certain place on the atoms moving rate, $K^{1/2}/s \cdot m^3$; $N_i^0(t)$ - the amount of potential nucleation places by the moment; T – temperature, K; $Q_N(Y_{AE})$ – the activation energy of the $\gamma \rightarrow \alpha$ lattice rebuilding, J/mol; R – universal gas constant, J/mol·K; $K_1(x)$, $K_2(x)$ – empirical coefficients; σ_{eff} – the effective surface energy of a ferrite, $J \cdot m^2$; k_B – Boltzmann constant, J/K; $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}(T, Y_{AE})$ – change of the volumetric Gibbs energy in $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation as a function of the chemical composition and temperature, J / m^3 .

Ferrite growth rate, controlled by the diffusion of carbon outflow, for a spherical shape ferrite grain is given by equation (2) [1, 8, 9]:

$$V_{\gamma/\alpha}^C(T, Y_{AE}) = \frac{\bar{D}_C(T, Y_{AE})}{R_a} \cdot \frac{(x_{C_\gamma}^{int} - x_C)}{(x_{C_\gamma}^{int} - x_{C_\alpha})}, \quad (2)$$

where: $\bar{D}_C(T, Y_{AE})$ - the bulk diffusion coefficient of carbon in austenite as a function of composition and temperature, averaged over the carbon concentration profile, m^2/s ; R_a – the radius of a ferrite grain, m; $x_{C_\gamma}^{int}$ - an interface molar concentration of carbon in the austenite; x_C - a current average molar concentration of carbon in the austenite; x_{C_α} - an equilibrium molar concentration of carbon in the ferrite.

The rate of the γ / α - border controlled rearrangement of the lattice described by the equation (3) from [8]

$$V_{\gamma/\alpha}^L(T, Y_{AE}) = -M_{\alpha/\gamma}^0 \cdot e^{-\frac{Q_N(Y_{AE})}{RT}} \cdot \Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}(T, Y_{AE}), \quad (3)$$

where: M_0 – the mobility parameter of γ / α -border, $M_0 \approx 10 \text{ m}^4/c \cdot J$; Y_{AE}^* indicates that the values calculated for the concentrations that occur directly in the transition area.

The value of the carbon interface concentration is calculated from the condition of the ferrite growth rates obtained by the equations (2) and (3) equality. Formula (2) was used to compute the effective growth rate.

The carbon diffusion coefficient in an alloyed solid solution was calculated by equation (4) from [10]:

$$D_C(T, Y_{AE}) = D_{C0} \left(1 - y_c \cdot (1 - y_c) \cdot \frac{2 \cdot \left(\left(1 - \sum_{S=X}^Z y_S \right) \cdot L_{CVa}^{Fe}(T) + \sum_{S=X}^Z y_S L_{CVa}^S(T) \right)}{RT} \right) \times e^{\left(\frac{\theta \cdot \left(\Delta U_C(y_C) + \sum_{S=X}^Z \alpha_S \cdot y_S + y_C \cdot \sum_{S=X}^Z \gamma_S \cdot y_S \right)}{R} \right)} \cdot e^{\left(\frac{\Delta U_C(y_C) + \sum_{S=X}^Z \alpha_S y_S + y_C \cdot \sum_{S=X}^Z \gamma_S \cdot y_S}{RT} \right)}, \quad (4)$$

where: D_{C0} – pre-exponential factor, depends on the crystal lattice and the average frequency of the atoms thermal vibrations, m^2/s ; $D_{C0} \approx a^2 \cdot \nu$, where a is a lattice parameter, ν – average frequency of the atoms vibrations; y_C – sublattice concentration of carbon atoms; y_S - sublattice concentration of an alloying element atoms; $L_{CVa}^{Fe}(T)$ - a temperature-dependent interaction energy of a carbon atom with its nearest vacant place in the implementations sublattice of Fe lattice, J / mol; $L_{CVa}^S(T)$ - a temperature-dependent interaction energy of a carbon atom with its nearest vacant place in the sublattice of the alloying element lattice, J/mol; R – universal gas constant, J / mol·K; T – temperature, K; θ - parameter which determines

the relationship between entropy and energy of migrations activation, K^{-1} , $\Delta U_C(y_C)$ - migrations of carbon in Fe activation energy barrier without alloying as a function of the carbon concentration, J / mol; α_S and γ_S - parameters of of others elements influence on the carbon migration activation barrier, J / mol.

The rate of pearlite colonies growth is given by equations (5, 6) from [8, 9]:

$$V_{pe}^C(T, Y_{AE}) = \frac{6.35 \cdot \bar{D}_C(T, Y_{AE})}{S_{\theta\alpha}} \cdot \frac{x_{C_\gamma}^{int} - x_{C_\gamma}/\theta}{x_{C_\theta} - x_{C_\alpha}}, \quad (5)$$

$$S_{\theta\alpha} = -\frac{4 \cdot \sigma_{\alpha/\theta}}{\Delta G_{\gamma \rightarrow \theta}(T, Y_{AE})}, \quad (6)$$

where: x_{C_γ}/θ - the concentration of carbon in a boundary section austenite/cementite carbide; x_{C_θ}

- a concentration of carbon in cementite; $x_{C_\gamma}^{int}$ - interface molar concentration of carbon in the austenite; $\bar{D}_C(T, Y_{AE})$ - a bulk diffusion coefficient of carbon in the austenite as a function of its composition and temperature, m^2/s ; $S_{\theta\alpha}$ - a half-width distance in pearlite interlamellar; $\sigma_{\alpha/\theta}$ - a specific energy of α/γ - boundary; $\Delta G_{\gamma \rightarrow \theta}(T, Y_{AE})$ - the Gibbs energy change of the cementite carbide precipitation from austenite.

Nucleation rate of bainite elements is given by formula (7) from [1, 11, 12]:

$$J_k(t, T, Y_{AE}) = C_k \cdot F_k(t) \cdot e^{-\frac{Q_B(Y_{AE}) + k_k \cdot \Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}(T, Y_{AE})}{R \cdot T}}, \quad (7)$$

where C_k - pre-exponential factor, empirical parameter, which depends on the mode of the process; $F_k(t)$ - parameter determining the change over the process of the number of places of bainitic elements nucleation; $Q_B(Y_{AE})$ - an activation energy of bainitic elements nucleation as a function of the chemical composition of the austenite; k_k - an amendment coefficient.

Martensitic transformation was described by the methods from of [13]. According to the indicated work, the part of austenite capable to transformation at a certain temperature is given by the equation:

$$f_M = 1 - e^{-m(M_S - T)^n} \quad (8)$$

where M_S is the temperature of the martensitic transformation start, depending on the austenite chemical composition, K; m , n - empiric parameters depending on the chemical composition [13].

More detailed information about the mathematical model essence is shown in our works [7, 14]. Also in the paper [14] some experimental verification of the model was given.

As a simulation sample was accepted a steel cylinder with diameter 20 mm. On the back side of the cylinder were set border conditions of intensive cooling (quenching in water). The heat transfer coefficient (α) was set changing from 1000 to 10000 W/mK as a function of surface temperature according to data from works [15 - 17]. The start temperature of the metal was set 1000 °C (constant across section in the initial moment). The heat transfer in the metal was described by the heat conduction equation solved by the finite elements method. Finite elements size was set 1 mm.

Studied material and its properties. The studied material was an ordinary low-carbon steel with composition given in table 1.

Table 1.

Composition of the material accepted in the simulation (wt. %)

Fe	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu
base	0.1	0.5	0.2	0.02	0.02	0.02	0.02

Physical needed for heat transfer calculation properties were accepted temperature depending. The temperature dependences of thermal conductivity, density and heat capacity were taken from [18].

The initial average austenite grain size was set 40 μm . Calculated values of the equilibrium critical points for this steel are: $A_1 = 728.7\text{ }^\circ\text{C}$, $A_2 = 902.1\text{ }^\circ\text{C}$.

Results and discussion. Because of different and nonlinear cooling rates in a sample transverse section there occur different conditions of the austenite transformation process. As a result there is a structure type change along the sample radius. On figure 1 the simulated cooling curves corresponding to points along the radius (from the surface to center) are shown.

Steels of the current type are known as poorly hardened when quenching and as ones which have low stability of supercooled austenite. But they could be quenched, for instance after surface carburization or carbonitriding. Another aspect is when such steel undergoes fast cooling during some other technical processing. And information about the structure obtained not only in the surface but in the bulk is also important technological issue.

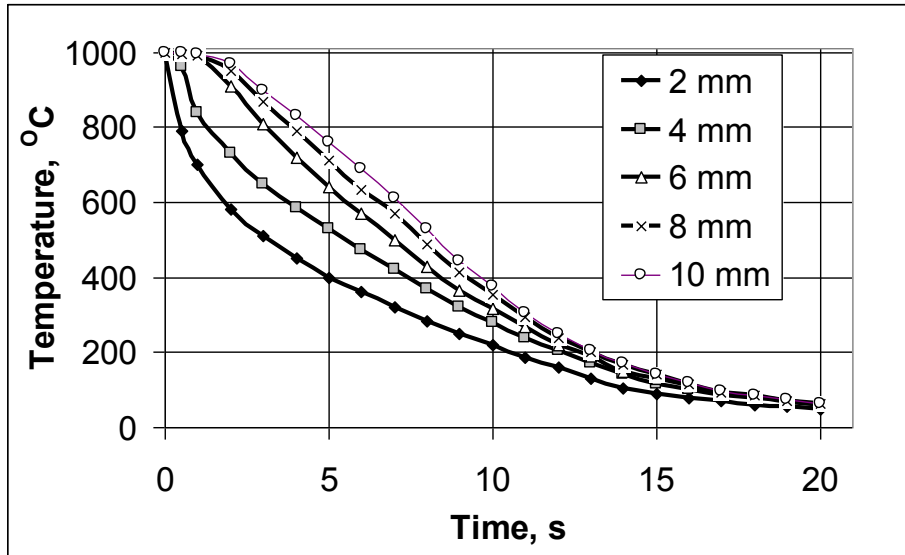


Fig. 1. Simulated cooling curves in different distances from the surface of the sample

For each of the shown cooling curves simulation of austenite transformation process was performed. This involved to obtain a map of structure types in the sample transverse section. Figure 2 shows the simulated results of structure type distribution in the sample transverse section.

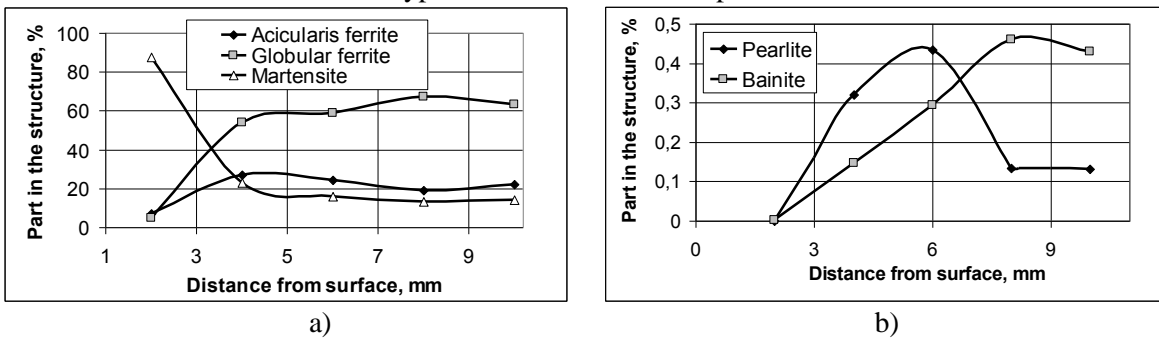


Figure 2. Results of structure formation simulations across the sample transverse section: a) ferrite and martensite; b) pearlite and bainite

As it was expected, this steel sample after water cooling will have structure with high martensite level only near surface. At the distance 4 mm from the surface the part of martensite according to simulation results will just about 20 %. So only first 2 mm from the surface could be properly quenched in this sample. The structure at this distance and further become more ferritic. The part of martensite decline but more slowly than at the first 4 mm. The parts of pearlite and bainite are small everywhere, they are less than 0,5 %. At the distance after 6 mm and further the part of pearlite become decline. Part of bainite grows from the surface to center. Such behavior could be caused by nonlinear shape of cooling curves. So we have bainite part increasing. This is most facilitated by more complete ferrite transformation at higher temperatures which leads to increasing of carbon content in austenite. This increasing of carbon content promotes pearlite and bainite formation (that needs higher carbon).

The simulation shows that quenching of such sample leads to surface hardening which is important for cementation or carbonitriding processing. And the most of bulk metal will have ferrite structure which is more plastic and less brittle but little hardened by some amount of martensite.

Conclusions. Analyzing the above, we can draw the following conclusions:

1. A computer mathematical model which can predict structure formation in steels during cooling process was developed. The model can predict allocation of structure types in bulk using combined heat transfer and physical kinetics solution.

2. Operability of the developed model was demonstrated by simulation of a low-carbon steel sample quenching. The simulation predicted the distribution of martensite in the cross section, so the depth of quenching could be estimated. The simulation showed that the properly quenched depth in a cylindrical sample of ordinary low-carbon steel with diameter 20 mm is about 2 – 3 mm (in water cooling conditions). Then the part of martensite significantly decline and the structure becomes consists mostly from ferrite.

3. The model is useful for heat processing developing. Using it you can fast and with minimum of expense develop a proper tempering regime without large number of experimental.

Reference list:

1. Соколов Д. Ф. Разработка моделей распада аустенита и прогнозирования механических свойств при контролируемой прокатке сталей [Текст]: дис. канд. тех. наук / Д. Ф. Соколов. – Санкт-Петербург, 2013. – 202 с.
2. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов [Текст] / И. И. Новиков. – М: Metallurgy, 1978. – 392 с.
3. Моделирование влияния состава трубных сталей и режима термической обработки на кинетику распада аустенита и структуру феррита [Текст] / Н. Ю. Золоторевский, Е. В. Нестерова, Е. И. Хлусова и др. // Вопросы материаловедения. – 2011. - № 3. – С. 38 – 52.
4. Каверинський В. В. Комп'ютерна для моделювання фазових перетворень / Владислав Володимирович Каверинський. – Україна, 2017. – (02.19.2017; № 70573).
5. Saunders N. CALPHAD. Calculation of phase diagrams / N. Saunders, A. P. Miodownik. – Guildford: Pergamon, 2005. – 497 p.
6. Голод В. М. Вычислительная термодинамика в материаловедении [Текст] / В. М. Голод, К. Д. Савельев. – Санкт-Петербург: Издательство Политехнического университета, 2010. – 217 с.
7. Компьютерное моделирование фазовых превращений в комплексно легированной стали [Текст] / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий, З. П. Сухенко // Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения 2016. – Днепропетровск: ПГСА, 2016. – Вып. 89. – С. 177 – 181.
8. Моделирование $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения в сталях [Текст] А. А. Васильев, Д. Ф. Соколов, Н. Г. Колбасников, С. Ф. Соколов // Физика твёрдого тела. – 2012. – Т. 54. – Вып. 8. – С. 1565 – 1574.
9. Shapiro J.M., Theory of decomposition of eutectoids assuming local equilibrium and phase boundary diffusion / J.M. Shapiro, J.S. Kirkaldy // Acta Mater. 1968. -V.16.-p. 579-585.
10. Vasilyev A. Carbon diffusion coefficient in complexly alloyed austenite [Text] / A. Vasilyev // Detroit: Proc. MS&T, 2007. – P. 537 – 551.
11. Gaude-Fugarolas D., Jacques P.J. A new physical model for the kinetics of the bainite transformation / D. Gaude-Fugarolas // ISIJ Int. 2006. - V.46. - No.5. - p. 712-717.
12. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels / H.K.D.H. Bhadeshia // The Institute of Materials: London, UK. 1992.-468 p.
13. S.J. Lee , C.J. van Tyne *Metall. Mater. Trans. A.* 43, 422 (2012).
14. Компьютерная модель кинетики распада аустенита в легированных сталях / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, З. П. Сухенко, В. С. Синюк // Сборник трудов XV всеукраинской научной конференции "Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра - 2017" / В. В. Каверинский, А. И. Троцан, З. П. Сухенко, В. С. Синюк. – Киев: КПИ, 2017. – С. 1158 – 1173.
15. Heat Transfer Coefficients during Quenching of Steels / H. S.Hasan, M. Peet, J. M. Jalil, H. Bhadeshia. // Heat and Mass Transfer. – 2011. – №47. – P. 315 – 321.
16. Thermo-fluid-dynamics quenching model: effect on material properties / D. N.Passarella, A. Aparicio, F. Aparicio, E. B. Ortega // Mecanica Computational / D. N.Passarella, A. Aparicio, F. Aparicio, E. B. Ortega. – San Carlos de Bariloche: 10th World Congress on Computational Mechanics, 2014. – P. 2009 – 2029.
17. Quenching Uniformity and Surface Cooling Mechanisms / H. M.Tensi, K. Lanier, G. E. Totten, G. M. Webster // Proceedings of the 16thASM Heat Treating SocietyConference & Exposition / H. M.Tensi, K. Lanier, G. E. Totten, G. M. Webster. – Cincinnati, Ohio, 1996.), P. 3 – 8.
18. Казанцев Е. И. Промышленные печи. Справочное руководство для расчетов и проектирования / Е. И. Казанцев. – Москва: Metallurgy, 1975. – 368 с.

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017

УДК 621.7

В.Л. Калюжний, А.М. Потятиник

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

АНАЛІЗ СХЕМ ХОЛОДНОГО ВИДАВЛЮВАННЯ ВІСЕСИМЕТРИЧНИХ ПОРОЖНИСТИХ ВИРОБІВ

Методом скінченних елементів проведений розрахунковий аналіз формоутворення порожнистих вісесиметричних виробів із металу BRASS-CDA-377 зворотним видавлюванням, прямим видавлюванням з роздачою та зворотним видавлюванням з роздачою. Визначені зусилля видавлювання, розподіл питомих зусиль на деформуючому інструменті і зусилля виштовхування виробів із матриці. Встановлені напружено-деформований стан при формозміні заготовок, температура zdeформованого металу, кінцеві форми і розміри виробів з урахуванням пружної деформації. Використання прямого видавлювання з роздачою і зворотного видавлювання з роздачою приводить до зменшення зусилля деформування на 10%, зниженню питомих зусиль на деформуючому інструменті та підвищенню стійкості пуансонів. При цьому має місце більш рівномірне пропрацювання структури металу пластичною деформацією по ширині стінки порожнистих виробів. Застосування зворотного видавлювання забезпечує високу точність форми порожнистого виробу.

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

Калюжний В.Л., Потятиник А.М.**АНАЛИЗ СХЕМ ХОЛОДНОГО ВИДАВЛИВАНИЯ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ПОЛЫХ ИЗДЕЛИЙ**

Методом конечных элементов проведен расчетный анализ холодного формообразования осесимметричных полых изделий из металла BRASS-CDA-377 обратным выдавливанием, прямым выдавливанием с раздачей и обратным выдавливанием с раздачей. Определены усилия деформирования, распределения удельных усилий на деформирующем инструменте. Установлены усилия извлечения пуансона из сформированной заготовки и усилия выталкивания изделий из матрицы. Определены напряженно-деформированное состояние при формоизменении заготовок, температура сформированного металла, конечные формы и размеры изделий с учетом упругой деформации. Использование прямого выдавливания с раздачей и обратного выдавливания с раздачей приводит к снижению усилия деформирования до 10%, уменьшению удельных усилий на деформирующем инструменте и повышению стойкости пуансонов. При этом имеет место более равномерная проработка структуры металла пластической деформацией по ширине стенки полых изделий. Использование обратного выдавливания обеспечивает высокую точность формы полого изделия.

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

V. Kaljuzhny, A. Potjatynik**SCHEMA ANALYSIS OF COLD EXTRUDING OF THE AXISMETRIC HOLLOW ARTICLES**

The finite element method was used for numerical analysis the cold forming of axisymmetric hollow articles of metal BRASS-CDA-377 by backward extrusion, forward extrusion with bulging and backward extrusion with bulging. There are determined forces of deformation, distribution of specific forces on the deforming tool. There're identified the forces of extraction of the punch from the deformed workpiece and the force of pushing the articles out of the matrix. There are determined stress-strain state during forming of the workpiece, the temperature of the deformed metal, the final shapes and sizes of articles, taking into account the elastic deformation. Using forward extrusion with bulging and backward extrusion with bulging leads to a reduction of the deformation's force to 10%, a reduction of the specific forces on the deforming tool, and an increase of the durability of the punches. In this case, a more even deformation of the metal structure by plastic deformation along the width of the wall of hollow articles takes place. Using backward extrusion provides high accuracy of the hollow article shape.

Keywords: hollow article, cold extruding, finite element method, extruding's force, specific force, strain, deformation, shape and sizes of articles.

Для високопродуктивного виготовлення точних порожнистих виробів із сталей і кольорових металів широко використовують холодне видавлювання. Схеми видавлювання таких виробів пуансоном з конусним робочим торцем із позначеннями приведені на рис. 1. Найбільш розповсюдженим способом виготовлення є зворотне видавлювання (рис. 1а). Ліворуч від вісі симетрії показане положення перед видавлюванням, праворуч – після видавлювання. Вихідну заготовку 1 діаметром D_0 і висотою H_0 встановлюють в матриці 2 на виштовхувач 3. Формоутворення виконують за допомогою опускання пуансона 4 і отримують виріб 5. Технологія

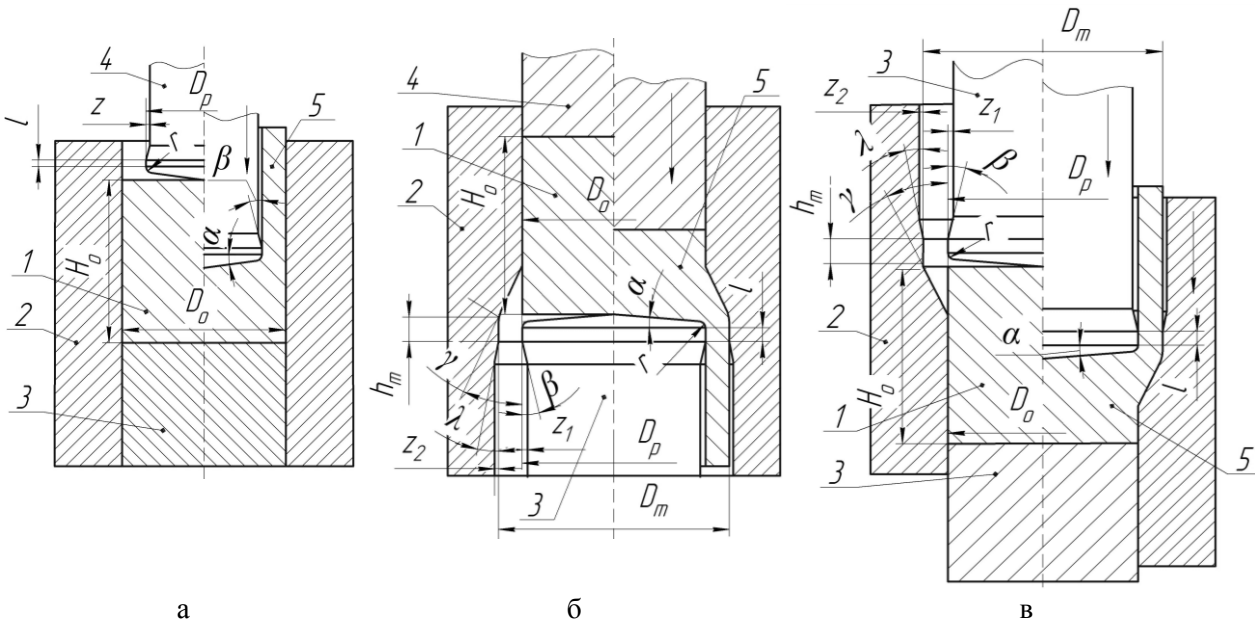


Рис. 1. Схеми видавлювання порожнистих виробів: а – зворотне видавлювання, б – пряме видавлювання з роздачою

Рис. 2. Схема зворотного видавлювання з роздачою

і штампове оснащення виготовлення виробів зворотним видавлюванням проектується в основному на базі виробничого досвіду і експериментальних даних [1]. При цьому практично відсутні дані по кінцевій формі і розмірах виробів з урахуванням пружної деформації, а також температури, яка виникає у zdeформованому металі. Схема виготовлення порожнистих виробів прямим видавлюванням з роздачою наведена на рис. 1б [2]. Вихідну заготовку, діаметр D_0 якої менший за зовнішній діаметр D_m виробу, розміщують в матриці 2 на пуансоні 3. Формоутворення виконують за допомогою зміщення штовхача 4 та отримують виріб 5. Проведені дослідження [2-7] показали, що застосування такої схеми приводить до зниження зусилля деформування на пуансоні та підвищення його стійкості. Зниження зусилля, в порівнянні зі зворотним видавлюванням, досягається завдяки течії метала в одному напрямку та зменшенню величини по абсолютній величині гідростатичного тиску в осередку деформації. Суттєвим недоліком прямого видавлювання з роздачою є низька продуктивність, яка обумовлена складністю видалення готового виробу із штампа. Тому ця схема не знайшла широкого розповсюдження в промисловості. Для усунення вказаного недоліка запропонована схема зворотного видавлювання з роздачою (рис. 2). Вихідну заготовку 1 встановлюють в рухомій матриці 2 на виштовхувач 3. Деформування заготовки 1 виконують за допомогою пуансона 4. При видавлюванні матрицю 2 опускають вниз із однаковою швидкістю з пуансоном 4. Якщо виріб 5 залишиться в матриці, то видалення виконують за допомогою виштовхувача 3 з одночасним поверненням матриці 2 у вихідне положення. А якщо деталь залишиться на пуансоні 4, то знімання виробу можна виконати за допомогою кільця, яке зв'язане з нижньою плитою штампа. В теперішній час відсутні дані по впливу конструктивних і технологічних факторів на формоутворення виробів по схемі зворотного видавлювання з роздачою.

Метою роботи є порівняльний аналіз формоутворення порожнистих виробів з однаковими зовнішніми діаметрами і діаметрами порожнини по вищенаведених схемах холодного видавлювання.

Застосування метода скінчених елементів (МСЕ) для теоретичного аналізу процесів холодного видавлювання дозволяє встановлювати дані для проектування технології і штампового оснащення, які не потребують доопрацювання експериментальними роботами [6,7]. 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 zdeформованої заготовки та виштовхування її із матриці після видавлювання. Враховано вплив тертя по Кулону з коефіцієнтом тертя $\mu=0,08$. Швидкість деформування складала $V_0=2$ мм/сек.

Для зворотного видавлювання вихідна заготовка мала розміри $D_o=52$ мм, $H_o=52$ мм. Видавлюванню з роздачою підлягали заготовки із $D_o=48$ мм, $H_o=52$ мм. Розміри робочого торця конусного пуансона для всіх схем видавлювання: $D_p=42$ мм, $\alpha=7^\circ$, $r=2$ мм, $z=z_1=0,15$ мм, $\alpha=5^\circ$, $l=2$ мм. Матриця для прямого і зворотного видавлювання з роздачою мала розміри: $D_m=52$ мм, $h_m=8$ мм, $\gamma=\lambda=10^\circ$. При таких розмірах заготовки і деформуючого інструмента для розглянутих схем видавлювання зовнішній діаметр виробу і товщина стінки були однаковими.

Розрахункові схеми в розрізі на початку та в кінці видавлювання показані на рис. 3. На рис. 3а зображена схема на початку зворотного видавлювання. Заготовка 1 встановлена в матриці 2 на виштовхувачі 3. При зміщенні пуансона 4 виконується формоутворення виробу 5 (рис. 3б). На рис. 3в наведено положення на початку прямого видавлювання з роздачою. Заготовка 1 розміщена в матриці 2 на пуансоні 3. При опусканні штовхача 4 отримується виріб 5 (рис. 3г). Положення на

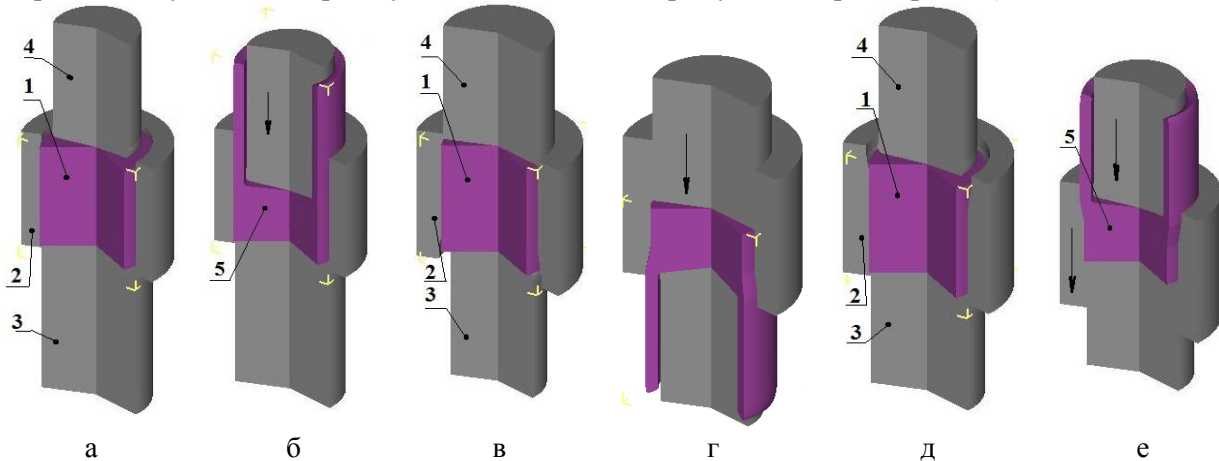


Рис. 3. Розрахункові схеми в розрізі на початку та в кінці видавлювання

початку зворотного видавлювання з роздачою показане на рис. 3д. Вихідна заготовка 1 розміщена в матриці 2 на виштовхувачі 3. При одночасному зміщенні пуансона 4 із матрицею 2 виконується формоутворення виробу 5 (рис. 3е).

Моделюванням для кожної схеми видавлювання встановлена послідовність видалення готових виробів із матриць після видавлювання. На рис. 4 зображені розрахункові схеми при вийманні пуансона із здеформованої заготовки та при виштовхуванні виробу із матриці. Після зворотного видавлювання спочатку пуансон 1 виходить із виробу 2 (рис. 4а). При цьому виріб 2 залишається в матриці 3. Виштовхування виробу із матриці виконується зміщенням виштовхувача 4 (рис. 4б). Після прямого видавлювання з роздачою при переміщенні матриці 1 вона захоплює за

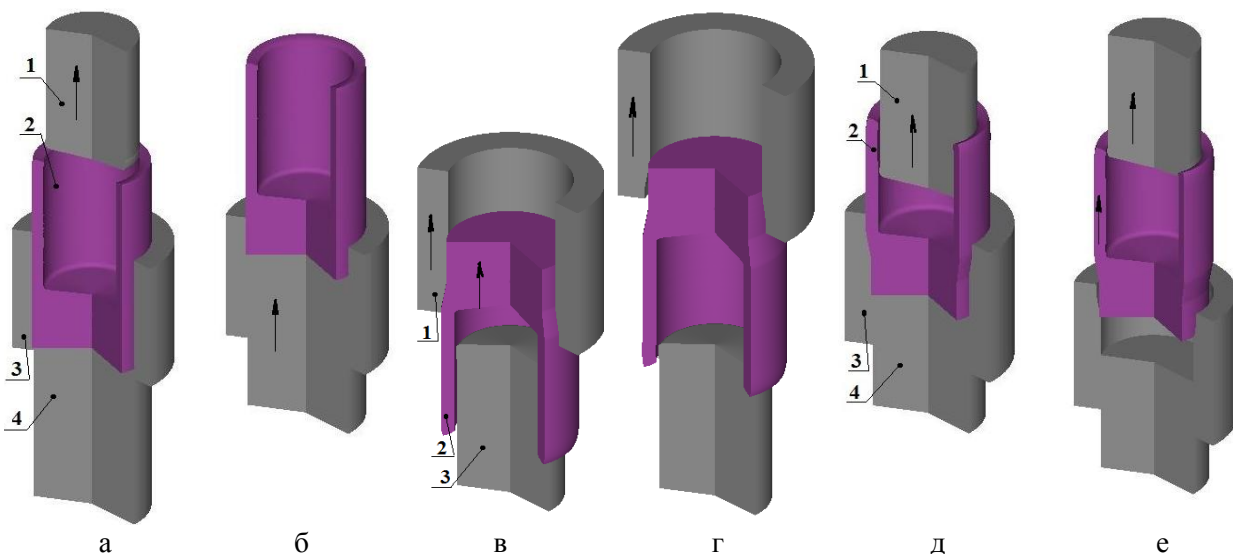


Рис. 4. Розрахункові схеми при вийманні пуансона із здеформованої заготовки та при виштовхуванні виробів із матриць

собою виріб 2 до тих пір, поки торець виробу досягає калібруючого пояса торця пуансона 3 (рис. 4в). Після цього виріб залишається на пуансоні 3 при подальшому зміщенні матриці 1 (рис. 4г). Тому для такої схеми видавлювання необхідно передбачити у штампі пристрій для знімання виробу із пуансона. Після зворотного видавлювання з роздачою при русі пуансона 1 вгору виріб 2 спочатку залишається в матриці до тих пір поки калібруючий пояс торця пуансона торкнеться торця виробу (рис. 4д). При подальшому зміщенні пуансона 1 виріб 2 залишається на пуансоні і повністю виходить із матриці (рис. 4е). Тут також необхідний пристрій в штампі для знімання виробу із пуансона.

На рис. 5 зображені розрахункові залежності зусилля видавлювання від переміщення деформуючого інструмента та розподіли нормальних напружень на поверхнях контакту заготовки з деформуючим інструментом при максимальній величині зусилля видавлювання. Залежності зусилля видавлювання, які виникають на пуансонах, від переміщення деформуючого інструмента показані на рис. 5а. Вигляд залежностей практично однаковий для розглянутих схем видавлювання. Зусилля спочатку зростають до моменту виходу металу в зазор між матрицею і калібруючим пояском пуансона, а в подальшому залишаються постійними. Найбільше значення зусилля (2490 кН) отримане при зворотному видавлюванні (ЗВ). При прямому видавлюванні з роздачою (ПВР) і зворотному видавлюванні з роздачою (ЗВР) зусилля деформування однакові і досягають величини 2250 кН, що менше на 10% в порівнянні зі зворотним видавлюванням. Для проектування пуансонів, виштовхувачів і матриць необхідно знати точний розподіл питомих зусиль на вказаному інструменті. Питомі зусилля можна оцінити по розподілу нормальних напружень σ_n на контактуючих поверхнях здеформованої заготовки з інструментом. Розподіл таких напружень при зворотному видавлюванні (див. рис. 1а) зображений на рис. 5б. Наведена половина здеформованої заготовки, а тонкими лініями показаний деформуючий інструмент. На вісі пуансона, за допомогою якого прикладають зусилля видавлювання, отримано 1900 МПа з подальшим зменшенням до 1460 МПа на радіусі заокруглення торця пуансона. На виштовхувачі нормальні напруження досягають значень в межах $\sigma_n = 1150 \div 1240$ МПа. Найбільша величина напруження $\sigma_n = 1320$ МПа на поверхні матриці виникає напроти осередку деформації в заготовці під пуансоном. На рис. 5в зображені розподіли нормальних напружень при зворотному видавлюванні з роздачою (див. рис. 1б). Найбільші величини цих напружень отримано на вісі пуансона $\sigma_n = 1790$ МПа та на торці штовхача – $\sigma_n = 1490$ МПа. Значення $\sigma_n = 1450$ виникає на матриці у місці переходу конусної поверхні в циліндричну. Аналогічні величини нормальних напружень на поверхнях деформуючого інструмента отримані при зворотному видавлюванні з роздачою (рис. 5д). Зменшення питомих зусиль на пуансонах і виштовхувачах при видавлюванні з роздачою приводить до підвищення їх стійкості та зниження собівартості виробів.

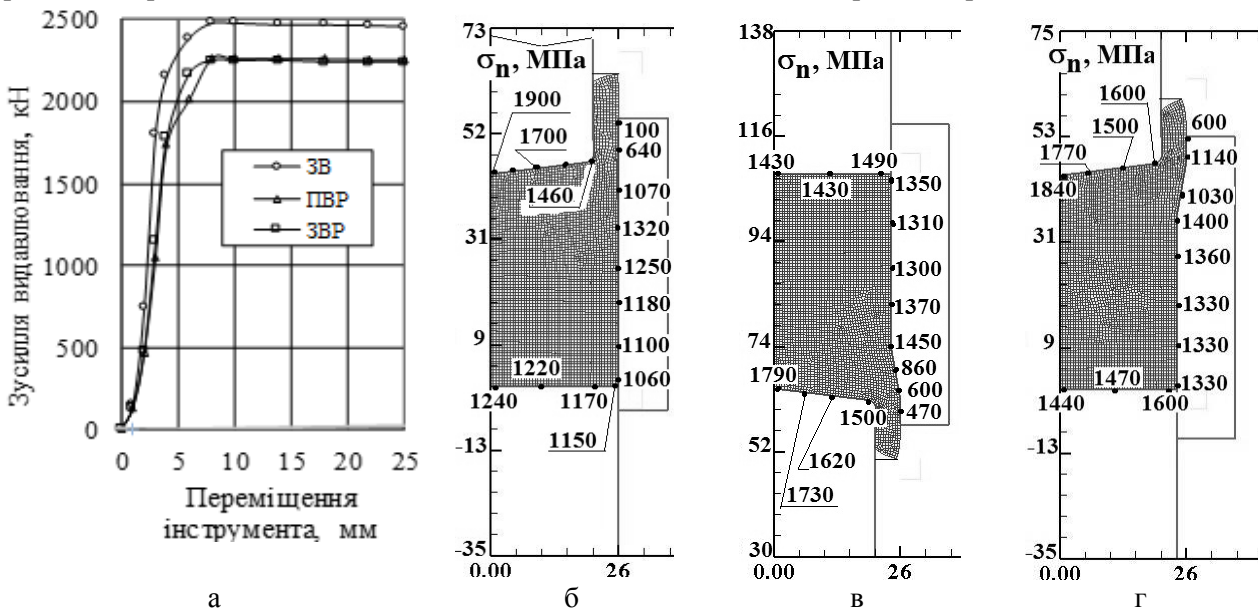


Рис. 5. Зусилля видавлювання та нормальні напруження на деформуючому інструменті при видавлюванні: а – залежності зусиль, які виникають на пуансонах, від переміщення деформуючого інструмента; б – г - розподіли нормальних напружень на деформуючому інструменті при максимальному зусиллі видавлювання

Розрахунковим шляхом встановлені залежності величин зусиль виймання пуансонів із zdeформованих заготовок та зусиль виштовхування виробів із матриць від переміщення деформуючого інструмента. Такі дані необхідні для проектування штампного оснащення. Для зворотного видавлювання максимальне значення зусилля на початку виймання пуансона із виробу складає 30 кН (див. рис. 4а), а найбільше зусилля виштовхування виробу із матриці – 32 кН (див. рис. 4б). При підніманні матриці після прямого видавлювання з роздачою максимальна величина зусилля досягає 35 кН (див. рис. 4в), а при виштовхуванні виробу із матриці – 17 кН. Після зворотного видавлювання з роздачою на початку руху пуансона вгору найбільша величина зусилля складає 19 кН (див. рис. 4г). Максимальна величина зусилля виймання пуансона із виробу досягає 13 кН.

Моделюванням визначений напружено-деформований стан заготовок при формоутворенні порожнистих виробів для розглянутих схем видавлювання. На рис. 6 приведені розподіли напружень $\sigma_{cp} = (\sigma_r + \sigma_\theta + \sigma_z) / 3$ у zdeформованих заготовках при максимальній величині зусилля видавлювання. Розподіл напружень σ_{cp} для зворотного видавлювання показаний на рис. 6а. В області виходу металу в стінку ці напруження знаходяться в межах $\sigma_{cp} = -415 \div -880$ МПа. На вісі zdeформованої заготовки отримано $\sigma_{cp} = -1500 \div -1600$ МПа. Для схем видавлювання з роздачою в області виходу в стінку отримано $\sigma_{cp} = -100 \div -500$ МПа (рис. 6б і 6в). Зменшення по абсолютній величині напружень σ_{cp} забезпечує зниження зусилля видавлювання.

При холодному видавлюванні підвищується температура zdeформованого металу. Розподіли температури zdeформованого металу на кінцевих стадіях видавлювання наведені на рис. 7. При зворотному видавлюванні температура досягає значень в межах $T = 150^\circ - 170^\circ\text{C}$ в області виходу металу в стінку (рис. 7а), а в самому осередку деформації отримано $T = 120^\circ\text{C}$. Аналогічних значень досягає температура zdeформованого металу при прямому видавлюванні з роздачою (рис. 7б). При зворотному видавлюванні з роздачою в області виходу металу в стінку у zdeформованому металі отримано $T = 160^\circ - 180^\circ\text{C}$ (рис. 7в). Виявлені величини температур дозволяють уточнити вимоги до змащення для холодного видавлювання, а також необхідно перебачити охолодження пуансонів у серійному і масовому виробництві.

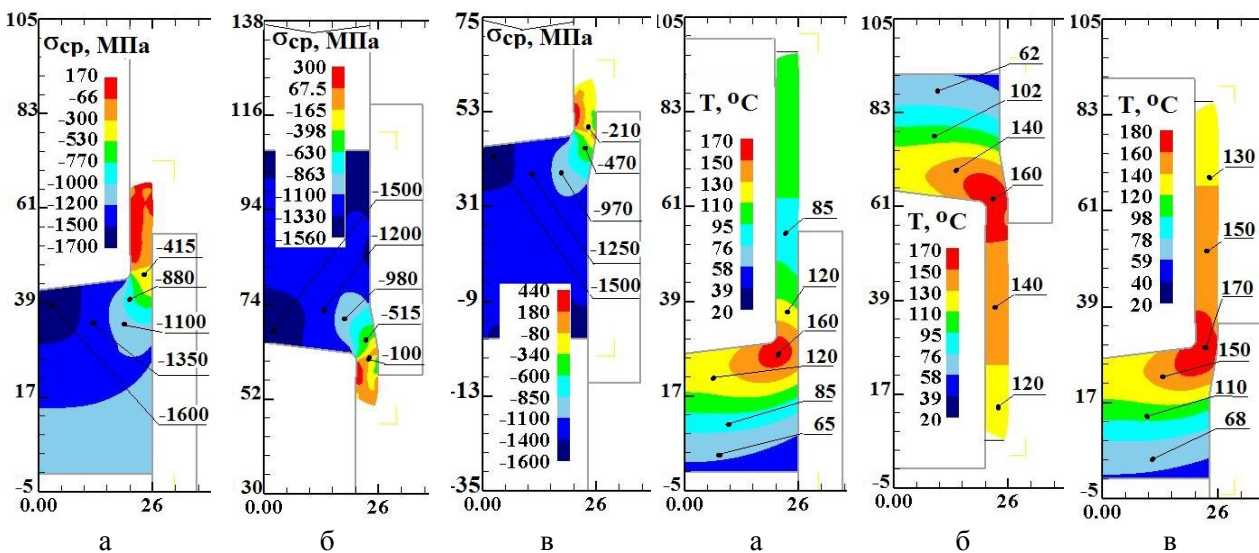


Рис. 6. Розподіли напружень σ_{cp} у

zdeформованих заготовках при максимальній величині зусилля видавлювання: а – для зворотного видавлювання, б – для прямого видавлювання з роздачою, в – для зворотного видавлювання з роздачою. Розміри по всіх осях показані в міліметрах

Рис. 7. Розподіли температури у

zdeформованих заготовках: а – для зворотного видавлювання, б – для прямого видавлювання з роздачою, в – для зворотного видавлювання з роздачою. Розміри по всіх осях показані в міліметрах

Використання МСЕ для моделювання холодного видавлювання дозволяє прогнозувати якість порожнистих виробів після видавлювання. Якість виробів можна оцінити по кінцевій формі

і розмірах виробів та по пропрацюванню структури метала холодною пластичною деформацією по ширині стінки та у донній частині виробу, яке визначається по розподілу інтенсивності деформацій ε_i . На рис. 8 наведені фрагменти торців стінок порожнистих виробів, які отримані розглянутими схемами холодного видавлювання. Найбільшу точність форми виробу забезпечує зворотне видавлювання (рис. 8а). Тут має місце невелике викривлення торця і також незначна утяжина висотою 1,8 мм. Після видавлювання і виштовхування виробу з матриці отримані наступні розміри стінки з урахуванням пружної деформації: зовнішній діаметр 52,04 мм (при діаметрі матриці $D_m=52$ мм), діаметр порожнини - 42,04 мм (при діаметрі пуансона $D_p=42$ мм).

Використання прямого видавлювання з роздачою приводить до збільшення викривлення торця стінки та зростання висоти утяжини до 2,1 мм (рис. 8б). При цьому пружна деформація діаметра порожнини та зовнішнього діаметра виробу складає 0,6 мм. На рис. 8в зображений фрагмент торця стінки після зворотного видавлювання з роздачою. Має місце подальше збільшення викривлення торця, зростання величини утяжини і пружної деформації, яка складає 0,8 мм.

На рис. 9 показані розподіли інтенсивності деформацій ε_i у стінках та донних частинах виробів, які отримані зворотним видавлюванням та прямим видавлюванням з роздачою. Розподіл ε_i після зворотного видавлювання з роздачою практично однаковий із прямим видавлюванням. Для обох випадків видавлювання має місце інтенсивне пропрацювання структури метала пластичною деформацією внутрішніх шарів метала стінок, а найменше пропрацювання отримане в області торців стінок. Після зворотного видавлювання (рис. 9а) у внутрішніх шарах метала стінки виробу величина інтенсивності деформацій досягає величин в межах $\varepsilon_i=3,0\div3,4$, а у зовнішніх шарах метала стінки - $\varepsilon_i=0,93\div1,4$. В зоні торця стінки отримано $\varepsilon_i=0,23$. У донній частині виробу величини інтенсивності деформації змінюються від $\varepsilon_i=1,4\div1,9$ безпосередньо під пуансоном до $\varepsilon_i=0,46\div0,93$ на глибині 6 мм цієї частини. Після прямого видавлювання з роздачою виріб має більш рівномірне пропрацювання структури метала пластичною деформацією по ширині стінки (рис. 9б). У внутрішніх шарах метала стінки отримано $\varepsilon_i=3,2$, а у зовнішніх шарах - $\varepsilon_i=1,4$. В зоні донної частини безпосередньо під пуансоном величина інтенсивності деформацій складає $\varepsilon_i=1,9$ з подальшим зменшенням до значення $\varepsilon_i=0,21$ на глибині 6 мм. В області торця стінки отримано $\varepsilon_i=0,21$.

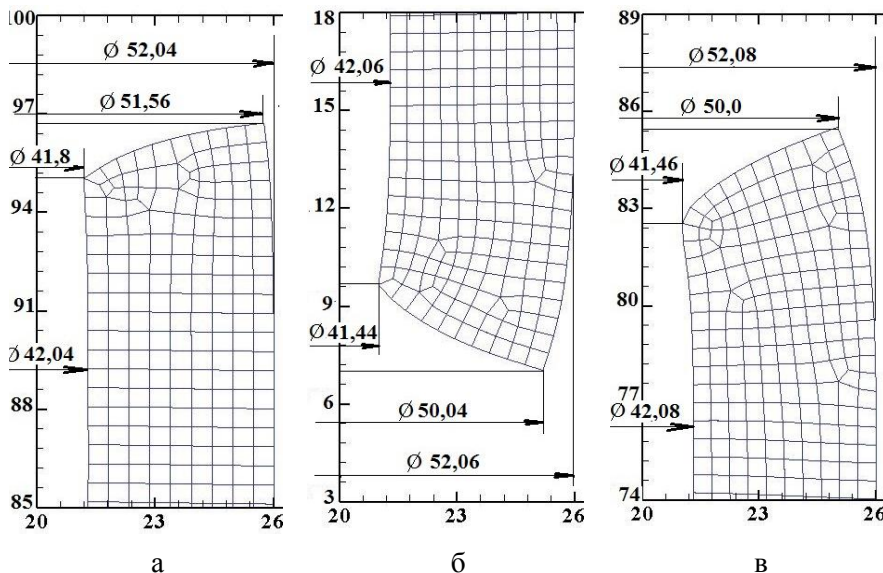


Рис. 8. Фрагменти торців стінок порожнистих виробів, які отримані різними схемами холодного видавлювання: а – після зворотного видавлювання, б – після прямого видавлювання з роздачою, в – після зворотного видавлювання з роздачою
Розміри в міліметрах

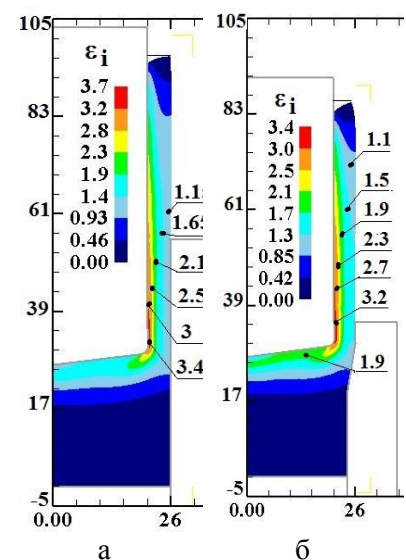


Рис. 9. Розподіли інтенсивності деформацій у стінках та донних частинах виробів: а – після зворотного видавлювання, б – після прямого видавлювання з роздачою

Висновки. Методом скінченних елементів проведений аналіз холодного видавлювання порожнистих виробів по схемах зворотного видавлювання, прямого видавлювання з роздачою та зворотного видавлювання з роздачою. Встановлені залежності зусиль видавлювання, зусиль виймання пуансонів із виробів та зусиль виштовхування виробів із матриць від переміщення деформуючого інструмента. При видавлюванні з роздачою величина зусиль видавлювання зменшується на 10%. Виявлений точний розподіл питомих зусиль на пуансонах, виштовхувачах і матрицях. Питомі зусилля при видавлюванні з роздачою в середньому на 120 МПа в порівнянні зі зворотним видавлюванням. З урахуванням пружної деформації розраховані кінцеві форми і розміри виробів, при цьому найбільш точну форму виробу забезпечує зворотне видавлювання. Встановлений напружено-деформований стан металу при формоутворенні виробів та виявлена температура здеформованого металу. Видавлювання з роздачою забезпечує більш рівномірне пропрацювання структури металу пластичною деформацією по ширині стінки виробів в порівнянні зі зворотним видавлюванням. Розрахунковим шляхом визначені всі необхідні дані для проектування технології холодного видавлювання порожнистих виробів: зусилля видавлювання – для вибору пресового обладнання; розподіл питомих зусиль – для проектування штампного оснащення; форми і розміри виробів та розподіли інтенсивності деформацій – для прогнозування якості виробів.

Список використаних джерел:

1. Ковка и объемная штамповка: Справочник. В 4-хт. / Ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. . – Т. 3. Холодная объемная штамповка / Под ред. Г.А. Навроцкого. - М.: Машиностроение, 1987. - 384с.
2. Джонсон У. Теория пластичности для инженеров. / У. Джонсон, П.Б. Меллор Пер. с англ. А.Г. Овчинникова. – М.: Машиностроение, 1979. – 567 с.
3. Овчинников А.Г. Прямое выдавливание цилиндрических стаканов / А.Г. Овчинников А.В. Хабаров // - В кн.: Совершенствование процессов объемной штамповки. М.: МДНТП, 1980. – С. 103-108.
4. Дмитриев А.М. Исследование процесса выдавливания с раздачей / А.М. Дмитриев // Известия вузов. Машиностроение, 1984. - №4. - С. 140-148.
5. Гречников В.Ф. Прогрессивные технологические процессы холодной штамповки / В.Ф. Гречников, А.М. Дмитриев, В.Д. Кухарь и др.; Под общ. ред. А.Г. Овчинникова. – М.: Машиностроение. 1985. – 184 с.
6. 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
7. Калюжный В.Л. Определение усилий извлечения пуансона из сформированной 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.

Рецензент

Гожій Сергій Петрович, д.т.н., професор кафедри механіки пластичності матеріалів та ресурсозберігаючих процесів НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського»

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 621.762.4:546.261

І.В. Коваль, Л.Г. Бодрова, Г.М. Крамар, С.Ю. Мариненко, Я.О. Ковальчук
Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

ДОСЛІДЖЕННЯ ХАРАКТЕРУ РУЙНУВАННЯ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ НА ПОЛІКАРБІДНІЙ ОСНОВІ В УМОВАХ ТЕРМОЦИКЛІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ

Досліджено термостійкість твердих сплавів системи TiC-VC-Ni-Cr, легованих нано- і дрібнозернистим WC, під дією циклічного нагрівання-охолодження з температур 600, 700, 800 °C до кімнатної. Встановлено кількість циклів при різкому переохолодженні у воді, що спричиняють появу тріщин у зразках при заданому градієнті температур. За даними фрактографічного аналізу визначено особливості руйнування сплавів.

Ключові слова: тверді сплави, полікарбідна основа, термостійкість, фрактографія.

И.В. Коваль, Л.Г. Бодрова, Г.М. Крамар, С.Ю. Мариненко, Я.О. Ковальчук
Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ПОЛИКАРБИДНОЙ ОСНОВЕ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

Исследована термостойкость твердых сплавов системы TiC-VC-Ni-Cr, легированных нано-мелкозернистым WC, под действием циклического нагревания-охлаждения с температур 600, 700, 800 °C до комнатной. Установлено количество циклов при резком переохлаждении в воде, которые приводят к образованию трещин в образцах при заданном градиенте температур. По данным фрактографического анализа определены особенности разрушения сплавов.

Ключевые слова: твердые сплавы, поликарбидная основа, термостойкость, фрактография.

I.V. Koval, L.H. Bodrova, H.M. Kramar, S.Yu. Marynenko, Ya.O. Kovalchuk
Ternopil Ivan Puluj National Technical University

INVESTIGATION OF THE POLYCARBIDE HARD ALLOYS FRACTURE NATURE UNDER THERMO-CYCLE ADDINGS

Thermal resistance of TiC-VC-Ni-Cr system hard alloys alloyed by the nano- and fine-grain WC under cycle heating-cooling from 600, 700, 800 °C till the room temperature has been investigated. The number of cycles under sharp overcooling in water, which results in the crack initiation in the specimens under the given temperature gradient has been found. The alloy with 15 wt. % of nano-WC possess thermal resistance, which is in 1,8...2,6 times higher than those of alloys with fine-grain WC. When the content of nano-WC increases from 5 till 15 wt. %, the thermal resistance of alloys increases in 1,2...2 times. According to the fractography analysis the alloys fracture characteristics have been found. The carried out analysis of the interrelation of the shear micro-profile with the structure elements has shown, that the alloy fracture is of the brittle fracture mechanism nature both through the grain boundaries and through the grain itself. In the alloys with 15 wt. % nano-WC the elements of micro-plastic fracture are available.

Keywords: hard alloys, polycarbide base, thermal resistance, fractography.

Постановка проблеми. Тверді сплави є основним матеріалом для виготовлення сучасного металорізального інструменту, проте їх виробництво пов'язано з використанням дефіцитної кобальтової та вольфрамової сировини. В останні роки в металообробці знаходять все ширше використання без- та маловольфрамові сплави на основі карбіду титану, які мають ряд переваг порівняно з вольфрамо-кобальтовими [1,2]. Високі експлуатаційні характеристики, співставні з вольфрамо-кобальтовими, мають тверді сплави на полікарбідній основі з нікель-хромовою зв'язкою [3]. Твердосплавні інструменти із таких сплавів, як правило, експлуатують в екстремальних умовах, пов'язаних з дією високих температур та термоциклічних навантажень. При високошвидкісному точінні пластинами із без- та маловольфрамових твердих сплавів та пластичній деформації в зоні різання і тертя виникають температури, що сягають 800-850⁰C, і, навіть, при використанні мастильно-охолоджуючих рідин виникають значні градієнти температур, які можуть призвести до утворення мікротріщин. Тому важливою характеристикою таких сплавів є термостійкість, знання якої дозволяє спрогнозувати їх поведінку в умовах експлуатації, пов'язаних з термоциклічними навантаженнями. Відомо [4], що однією з основних вимог при створенні твердих сплавів з високою термічною стійкістю є забезпечення формування мікроструктури з мінімальним розміром карбідних зерен та, як показали останні дослідження, – використанням нанодисперсних вихідних матеріалів [2]. Тривалий час роботи інструмента забезпечується, в основному, зносостійкістю, твердістю, термостійкістю та міцністю його різальних елементів.

Тому важливою проблемою є дослідження термостійкості сплавів на полікарбідній основі TiC-VC-WC/(нано WC) з нікель-хромовою зв'язкою, які показали високі експлуатаційні

властивості в якості металорізального інструменту при обробці широкого класу конструкційних вуглецевих та легованих сталей [3]. Крім того, для з'ясування процесів, що відбуваються в матеріалі під дією термоциклічних навантажень, важливим є питання дослідження характеру руйнування твердих сплавів.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Існуючі методики дозволяють розрахувати оптимальні параметри режиму різання для даного матеріалу інструмента, визначивши максимальний перепад температур, при якому в умовах нестационарного теплового режиму на зразках з'являються тріщини. Досліджень фрактограм зламів різального інструменту та встановлення механізму руйнування дозволяє спрогнозувати шляхи підвищення його механічних властивостей та експлуатаційної стійкості [5, 6].

Термостійкість є складною характеристикою, що залежить від багатьох факторів: коефіцієнта термічного розширення і теплопровідності матеріалу, структури, складу, форми і розмірів випробовуваного зразка. Для сплавів з високою термічною стійкістю характерним є невисоке значення коефіцієнта термічного розширення та висока міцність.

Термостійкість крихких матеріалів, таких як тверді сплави, оцінюють двома способами: за величиною градієнту температур, необхідного для появи тріщин при визначеному числі циклів нагрівання – охолодження; або за кількістю циклів нагрівання – охолодження, необхідних для появи тріщин у зразках при заданій різниці температур [7]. Величини перепаду температур нагрівання та охолодження для досліджуваних сплавів є близькими і знаходяться у межах похибки, тому застосування другого способу є більш доцільним.

Постановка завдань.

Метою даної роботи є дослідження термостійкості сплавів системи TiC-VC-NiCr, легованих нано- і дрібнодисперсним WC, залежно від градієнту температур за кількістю циклів нагрівання – охолодження та визначення особливостей їх руйнування із застосуванням фрактографічного аналізу.

Методика досліджень.

Для одержання зразків сплавів були використані порошки карбідів TiC, VC, WC марки «ХЧ» вітчизняного виробництва з розмірами частинок 1-2 мкм та метали зв'язки з вмістом основного компоненту 99,8%, хрому ПХ-2М та нікелю ПНЕ-1, нанопорошки карбиду вольфраму виробництва «Nanostructured and Amorphous Materials, Inc» (Houston, USA).

Хімічний склад досліджуваних сплавів приведений в таблиці.

Таблиця.

Хімічний склад досліджуваних сплавів

№з/п	Хімічний склад, %(мас.)				
	TiC	VC	WC	Ni	Cr
1	72	5	5 нано	13,5	4,5
2	67	5	10 нано	13,5	4,5
3	62	5	15 нано	13,5	4,5
4	72	5	5	13,5	4,5

Для досліджень готували зразки діаметром 8 мм та висотою 4 мм у кількості 5 штук на один вимір. Зразки одночасно нагрівали у муфельній печі до визначеної температури, а потім швидко охолоджували у воді. Термостійкість сплавів оцінювали за кількістю циклів N нагрівання – охолодження, після яких виникає перша тріщина на відполірованому зразку при різних значеннях градієнту температур ΔT (600 °C, 700 °C, 800 °C).

Фрактографічні дослідження проводили на скануючих електронних мікроскопах SELMI РЭМ-106И та "Tesla".

Викладення основного матеріалу. Результати досліджень термостійкості сплавів з різним вмістом карбиду вольфраму подано на рис. 1.

Встановлено, що легування сплавів нанокарбідом вольфраму призводить до суттєвого підвищення термостійкості, яка в 1,8...2,6 рази вища, порівняно зі сплавами, легованими дрібнодисперсним карбідом вольфраму, (рис.1. а).

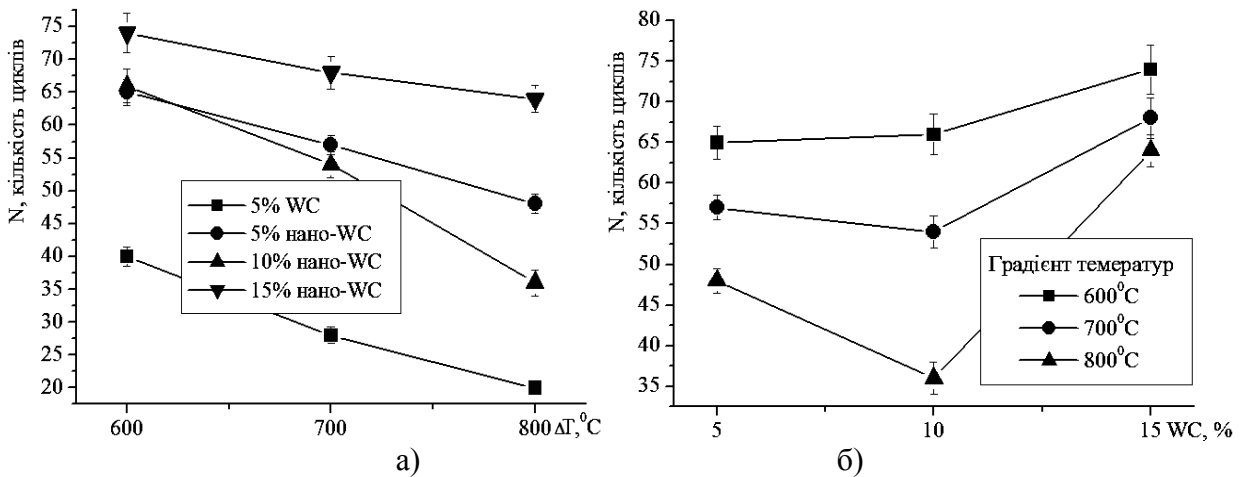


Рис. 1. Залежність термостійкості сплавів TiC-VC-Ni-Cr від градієнта температури (а) та вмісту нано-VC (б)

При підвищенні вмісту VC до 15 (мас)% термостійкість сплавів підвищується, оскільки коефіцієнт термічного розширення сплаву залежить від коефіцієнтів термічного розширення його компонентів (коефіцієнт термічного розширення TiC становить $0,8 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{K}^{-1}$, а VC – $0,4 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{K}^{-1}$) [8].

Встановлено, що сплави із вмістом 15 % (за масою) нано-VC витримують найбільшу кількість циклів при всіх градієнтах температур, їх термостійкість в 1,2...2 рази вища, порівняно з іншими сплавами (рис. 1 а) і при $\Delta T = 600 \text{ } ^\circ\text{C}$ складає 74 цикли. Для сплавів із 15% (за масою) нано-VC, зростання градієнта температур із $600 \text{ } ^\circ\text{C}$ до $800 \text{ } ^\circ\text{C}$ призводить до зменшення кількості циклів на 13%, а для сплавів із вмістом 5 % і 10 % (за масою) нано-VC це значення становить 26 % і 45 % відповідно. (рис. 1 б).

Макрофрактографічні дослідження сплавів проводили на зламах зразків з нано-VC. Аналіз досліджуваних сплавів показав наявність на всіх зламах сплавів із нано-VC трьох характерних ділянок (рис.2): зародження тріщини, зона стабільного поширення тріщини і ділянки доламу.

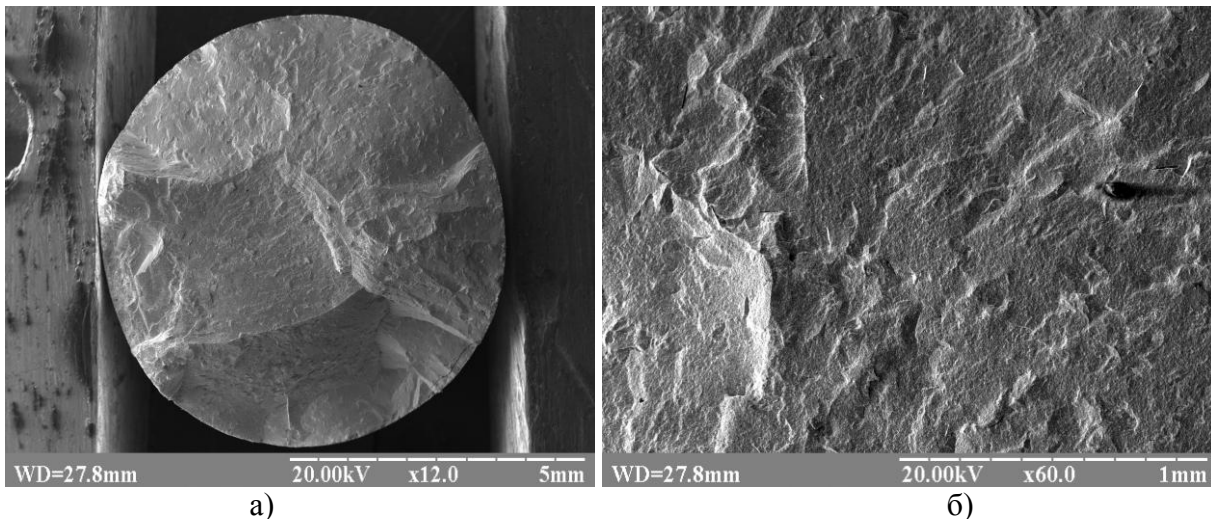


Рис. 2. Макрофрактограми зламу сплаву системи TiC-VC-NiCr, легованого 5 % (за масою) нано-VC при збільшенні x 12 (а) і x 60 (б). Градієнт температур $800 \text{ } ^\circ\text{C}$

Окрім мікрорельєфу ямкової будови, спостерігали гладкі безструктурні ділянки з невисокою хвилястістю, що є поверхнями гладкого розшарування (рис 2 б). Вони спостерігаються найчастіше коли руйнування відбувається, головним чином, в результаті зрізу, внаслідок великої деформації матеріалу перед руйнуванням, а кількість мікропустот в матеріалі є незначною.

Дослідження взаємозв'язку мікрорельєфу зламу з елементами структури показало, що руйнування сплавів відбувається за крихким механізмом руйнування як по границях зерен, так і безпосередньо по карбідному зерну, а також присутні ознаки мікропластичного руйнування. На

мікрофрактограмах усіх сплавів, помітні площадки і річковий візерунок зламів, а також спостерігаються окремі характерні ділянки у вигляді ямок та язичків (рис. 3).

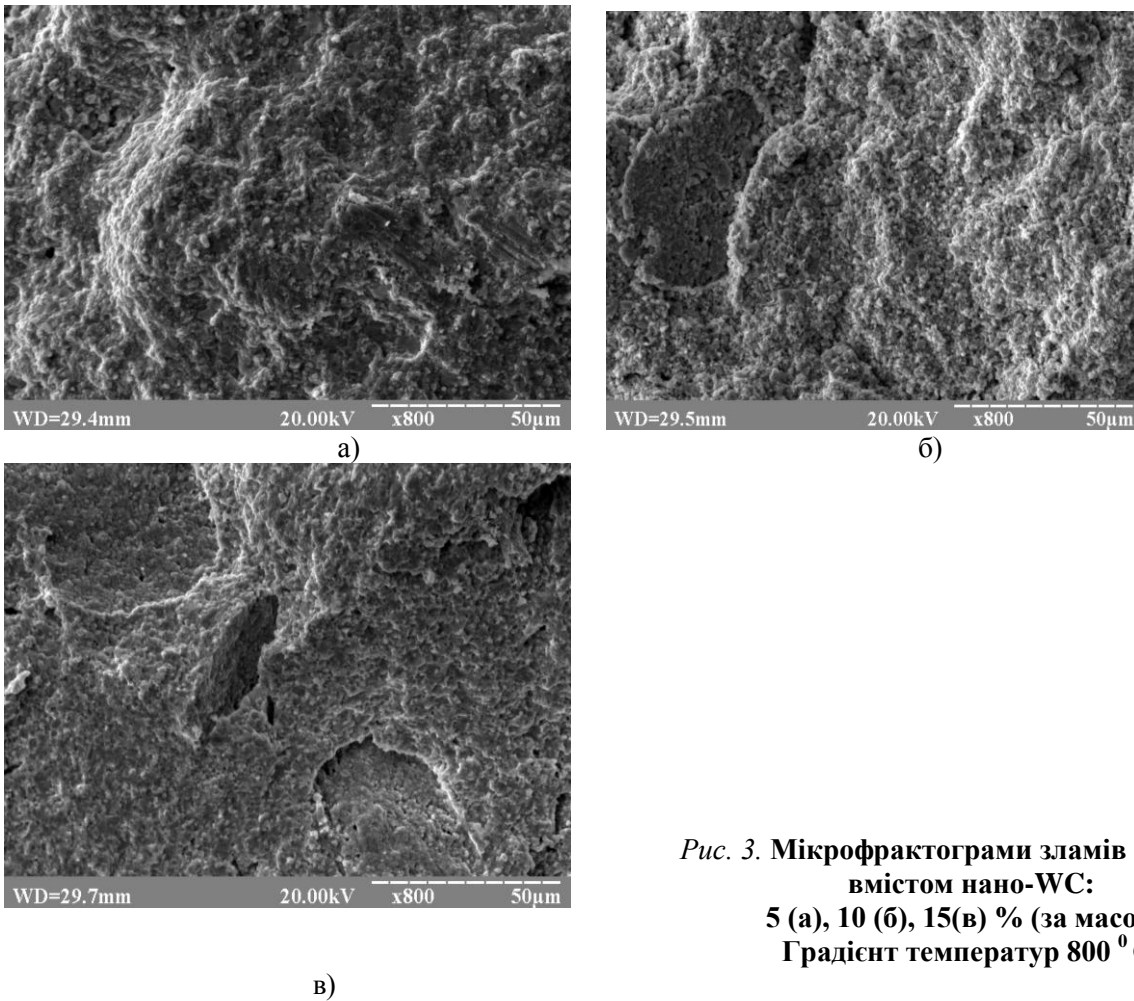


Рис. 3. Мікрофрактограми зламів сплавів із вмістом нано-WC: 5 (а), 10 (б), 15(в) % (за масою). Градієнт температур 800⁰ С.

Мікрофрактограми сплавів з різним вмістом нанокарбиду вольфраму мають різну орієнтацію вторинних субмікротріщин. Сітка вторинних субмікротріщин різноорієнтована для сплавів із вмістом 5 і 10 (за масою)% нано-WC (рис. 3 а,б). Для сплавів із вмістом 15 % (за масою) нано-WC помітно, що структура є більш дрібнодисперсною та з меншою кількістю гострокутових границь зерен (рис. 3 в). Окрім того, на фрактограмі виявлено меншу кількість ознак крихкого руйнування. Таким чином встановлено, що руйнування сплаву із вмістом 15 % (за масою) нано-WC відбувається за більш пластичною схемою порівняно зі сплавами, що містять 5 і 10 % (за масою) нано-WC.

На рис.4. представлено хід мікротріщини в області сканування сплаву з 15 % (за масою) нано-WC.

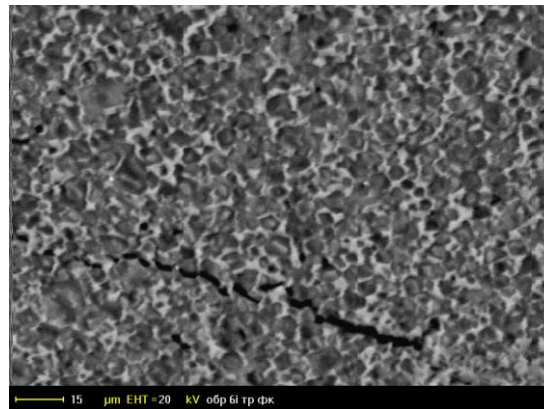


Рис. 4. Хід мікротріщини у сплаві TiC-VC-NiCr з 15 % (за масою) нано-WC.

Раніше проведеними дослідженнями [6] встановлено, що карбідні зерна неоднорідні за структурою і складаються з ядра і периферійного шару, що характерно для безвольфрамових твердих сплавів, тобто, мають кільцеву будову, а зв'язка розподілена у вигляді тонких прошарків між карбідами. З ростом вмісту нано-WC розмір карбідних зерен зменшується і дисперсність структури зростає. Дрібні частинки нано-WC розчиняються у зв'язці, що сприяє зміцненню зв'язків карбід-метал і дисперсійному зміцненню зв'язки в цілому. Як видно з рис.4, саме металева зв'язка, насичена вольфрамом, відіграє буферну роль і гальмує розвиток мікротріщини у сплаві.

Висновки.

В результаті проведених досліджень встановлено, що легування тугоплавкої основи нанокарбідом вольфраму призводить до підвищення термостійкості сплавів – при градієнті температур 600°C вони витримують більше 65 циклів нагрівання-охолодження, а з дрібнозернистим – 40. Сплави із вмістом 15 % (за масою) нано-WC витримують найбільшу кількість циклів при всіх градієнтах температур. Підвищення градієнта температур із 600°C до 800°C для сплавів із вмістом 15 % (за масою) нано-WC призводить до зменшення кількості циклів на 13%, тоді як для сплавів із вмістом 5 % (за масою) і 10 % (за масою) нано-WC це значення становить 26 % і 45 % відповідно.

Фрактографічними дослідженнями встановлено особливості руйнування сплавів під дією термоциклічних навантажень, яке відбувається головним чином за крихким механізмом руйнування як по границях зерен, так і безпосередньо по карбідному зерну, з ознаками мікропластичного руйнування.

Список використаних джерел:

1. Третьяков В. И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. - М.: Металлургия, 1975. - 528с.
2. Richter V. Nanoscaled Hardmetals – Fiction or Reality? / V. Richter, J. Poetschke, R. Holke, A. Michaelis // 18 Plansee Seminar, 2013. – Reutte, Austria, 2013 – 17 P.
3. Мариненко С.Ю. Експлуатаційні властивості та механізми локального зношування твердих сплавів, легованих нанокарбідом вольфраму при точінні / С.Ю. Мариненко, І.В. Коваль, Г.М. Крамар, Л.Г. Бодрова // Вісник ТНТУ. — 2015. — № 3, - С. 95-102.
4. Кислый П. С. Спекание тугоплавких соединений / П. С. Кислый, М. А. Кузенкова. – К. : Наук. Думка, 1980. – 167 с.
5. Bodrova L.G. Effect of Nano WC Alloying Additions on the Structure Formation of TiC-5VC-18NiCr Cermets / L.G. Bodrova, Kramar G.M., Mul O.V. [et al.] // Proceedings of the World Congress and Exhibition PM-2010 EPMA.- London, UK., 2010-vol. 3.-P. 479-484.
6. Bodrova, L. Reactively Sintered Hardmetals from Alloyed W-Co-C Phases / L. Bodrova, G. Kramar, V. Lazaryuk, S. Marynenko // Proceedings EURO PM-2007 (15-17 October 2007, Toulouse, France, EPMA, London, UK). – V.1. – P. 203–208.
7. Емельянов А.Н. Температуропроводность без вольфрамовых твердых сплавов при повышенных температурах / А.Н. Емельянов, В.И. Туманов // Порошковая металлургия. 1989. №11. – С.66-69.
8. Некоторые физико-механические характеристики твердых сплавов на основе карбида титана и сложных карбидов титана-молибдена с никель-молибденовой связкой / А.В.Коротаев, С.С.Орданьян, З.В.Прилуцкий и др. - Черкассы, 1986. -18с.

Рецензенти:

Стухляк Петро Данилович, професор кафедри комп'ютерно-інтегрованих технологій Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя, д.т.н., проф.

Кондратюк Віктор Лукич, директор центру післядипломної освіти Тернопільського національного педагогічного університету імені Володимира Гнатюка, к.т.н., доц.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 621.798

О.А. Крестьянполь*Луцький національний технічний університет***ВПЛИВ ПАКУВАЛЬНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ХАРЧОВІ ПРОДУКТИ**

Розглянуто характеристику, структуру, функціональні властивості композиційних матеріалів та обумовлено важливість їх впливу на безпеку пакування харчових продуктів.

Ключові слова: пакувальні композиційні матеріали, мутагенність, багатошарові матеріали, монолітність.

Е.А. Крестьянполь**ВЛИЯНИЕ УПАКОВОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПИЩЕВЫЕ ПРОДУКТЫ**

Рассмотрено характеристику, структуру, функциональные свойства композиционных материалов и обусловлено важность их влияния на безопасность упаковки пищевых продуктов.

Ключевые слова: упаковочные композиционные материалы, мутагенность, многослойные материалы, монолитность.

О.А. Krestyanpol**THE INFLUENCE OF PACKAGING WITH COMPOSITE MATERIALS ON FOOD PRODUCTS**

The article considers characteristic structure and functional properties of composite materials and due to the importance of their impact on the safety of food packaging.

Keywords: Packaging composite materials, mutagenicity, multilayer materials, monolithicity.

Постановка проблеми в загальному вигляді. Стрімкий попит усіх верств суспільства, зорієнтований на споживання якісних, екологічно чистих продуктів, які зберігають свої природні властивості. Дана вимога безпосередньо пов'язана із зберіганням в упакованому вигляді. Вивчивши інформацію, яка розміщена на упаковці, виробники нас переконують, про якість пакованих продуктів харчування. Випробовуючи паковані харчові продукти довготривалого терміну зберігання такі як соки, молочні продукти, вина, соуси, консервовані супи, кислі і агресивні продукти інколи відчуваємо не характерні для продукту штучний присмак і запах. Споживач може відслідкувати самостійно та вибрати продукт в межах його придатності, але умови зберігання- відслідкувати неможливо. Наприклад гарантійний термін зберігання 12 місяців, для соків від 00С до +250С, вина ординарного від 60С до +160С та відносній вологості повітря не більше 75%. , вина солодкого +80С до +200С та відносній вологості повітря не більше 85% різняться. Наведені температурні умови часто не дотримуються, тому постає питання як впливає внутрішній шар полімера багатошарових матеріалів на продукт при довготривалому зберіганні?

Аналіз останніх досліджень і публікацій. В чисельних публікаціях [1], [2], зазначено, що упродовж останніх років різко збільшилось пакування продуктів для довготривалого зберігання в комбіновані та багатошарові пакувальні матеріали, які є композиційними. В публікаціях Шредера В.Л. наведено характеристики, властивості, визначення проникності багатошарових пакувальних матеріалів [3].

Протягом останніх років розробляються матеріали для контакту з харчовими продуктами, що складаються не з одного виду пластмаси, а можуть поєднувати до 15 різних пластмасових шарів, для досягнення оптимальної функціональності та захисту харчових продуктів за мінімальної кількості відходів упаковки. Шари таких комбінованих матеріалів чи виробів можуть відділятися від харчових продуктів функціональним бар'єром. Такий бар'єр є шаром матеріалу або виробу, що контактує з харчовими продуктами та запобігає міграції речовин із зовнішніх шарів у харчовий продукт. Зовнішні від бар'єру шари можуть містити незатверджені речовини, за умови, що вони відповідають певним критеріям, і їх міграція не перевищує встановлені межі виявлення. Беручи до уваги вимоги до харчування для немовлят та інших вразливих категорій споживачів, а також великий рівень допустимого значення похибки аналізу міграції, максимальний показник міграції незатверджених речовин крізь функціональний бар'єр встановлюється на рівні 0,01 мг на кг харчового продукту. Мутагенні та канцерогенні речовини, а також речовини, що негативно впливають на репродуктивну функцію, не повинні використовуватись у матеріалах або виробках для контакту з харчовими продуктами без попереднього затвердження, тому на них не поширюється концепція функціонального бар'єру. Нові технології для створення речовин із

розміром елементарних частинок, які демонструють хімічні та фізичні властивості, що значно відрізняються від властивостей частинок більших розмірів (наприклад, наночастинки), необхідно оцінити для кожного окремого випадку, поки не буде отримано більше відомостей про таку нову технологію. Отже, на них не поширюється концепція функціонального бар'єру [4].

Мета та завдання статті. Вивчити характеристики, склад, властивості композиційних пакувальних матеріалів, які застосовуються для пакування харчових продуктів довготривалого терміну зберігання.

Виклад основного матеріалу. Термін "багатошарові матеріали" використовують для групи матеріалів, що складаються лише з шарів синтетичних полімерів, у той час як комбіновані матеріали містять шари матеріалів різного типу (папір, фольга, тканина). Ознаки, склад комбінованих та багатошарових пакувальних матеріалів представлено на рис.1.

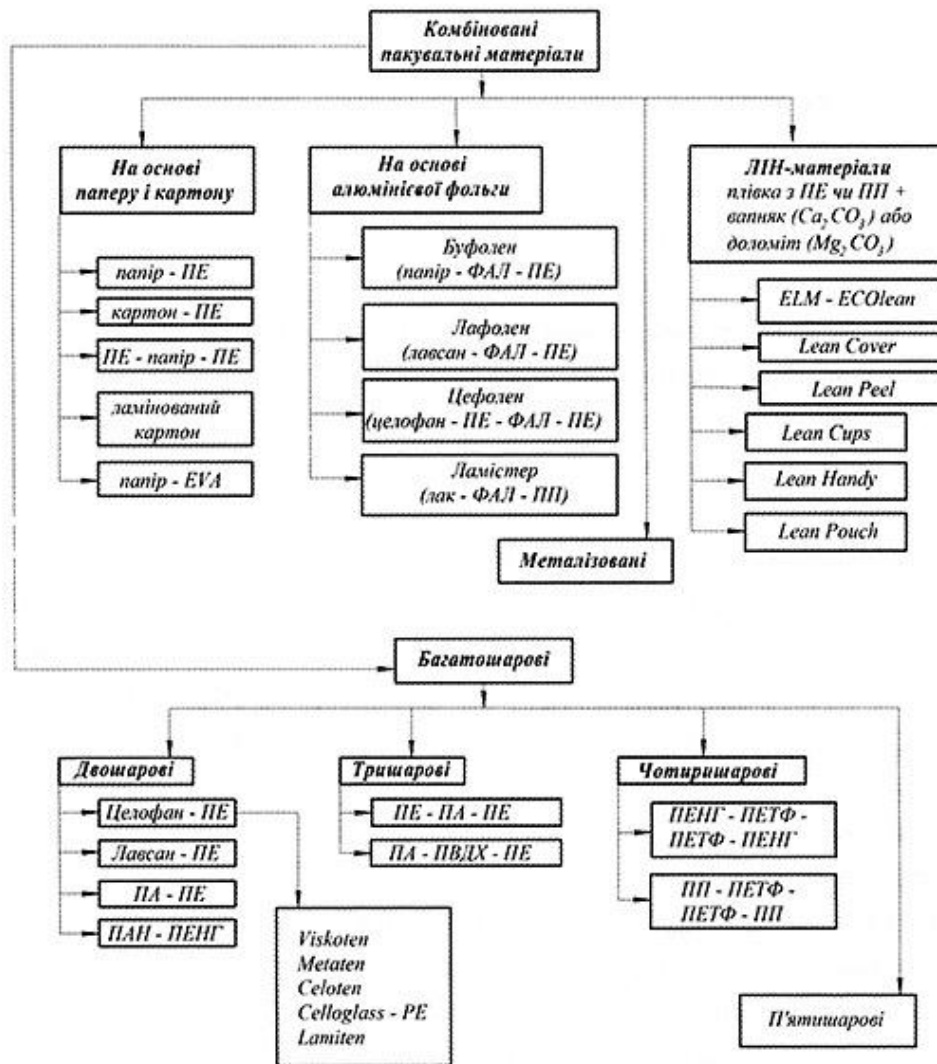


Рис. 1. - Комбіновані та багатошарові пакувальні матеріали.

Вони мають широке використання через практично необмежені можливості варіювання їх властивостями за рахунок:

- вибору складу композиційного матеріалу;
- встановлення порядку чергування шарів;
- забезпечення необхідного рівня адгезійної взаємодії між шарами;
- вибору оптимальної технології та устаткування для одержання конкретного матеріалу.

Порядок чергування шарів, тобто структура композиційного пакувального матеріалу, визначається його функціональним призначенням.

Зовнішній шар (субстрат) - двоосно орієнтовані полієфірні, ПП або ПА- плівки, папір або картон - захищає від впливу навколишнього середовища, а також є основою для нанесення друку.

Внутрішній шар забезпечує герметизацію пакування.

Високі бар'єрні властивості, газо-, паро-, аромато- і світлопроникність забезпечує алюмінієва фольга (ФАЛ). При товщині 25 мкм фольга практично непроникна для парів і газів. Більш тонка фольга має мікроотвори, крізь які можуть проникати пари і гази.

Монолітність композиційного пакувального матеріалу досягається за рахунок адгезії. Адгезія це складний комплекс явищ, що приводять до з'єднання різнорідних тіл, зведених у контакт в єдине ціле. На здатності полімерів до адгезії засноване їх використання як плівкоутворювальних матеріалів (клеї, герметики, покриття). Монолітність багатошарового матеріалу також може досягатись такою технологічною операцією, як ламінування.

Ламінування - це процес з'єднання мінімум двох однорідних або неоднорідних пакувальних матеріалів з метою виготовлення комбінованих пакувальних матеріалів оптимальної структури для покращення технологічних і споживчих характеристик, які б мали:

- низький коефіцієнт проникності;
- високі механічні властивості;
- високу якість і міцність зварного шва;
- еластичність, адгезійність;
- можливість міжшарового нанесення малюнка.

Структура комбінованих матеріалів та упаковок з них.

Для пакування пастеризованих молочних продуктів здебільшого використовуються комбіновані матеріали типу 1, які використовуються в упаковках «Tetra Classic», «Tetra Brik», «Tetra Rex», «Tetra Top», «Combibloc», «Purepac».

Комбіновані матеріали типу 2 використовуються в упаковці типу «Tetra Classic Aseptic», «Tetra Brik Aseptic», «Tetra Rex Aseptic», «Combibloc», «Purepac» — переважно для пакування концентрованого і стерилізованого молока, молока довготривалого зберігання, продуктів із сої, слабокислих продуктів тощо.

Комбіновані матеріали типу 3 використовуються в упаковці типу «Tetra Classic Aseptic», «Tetra Brik Aseptic», «Tetra Rex Aseptic», «Purepac». «Нура-S» переважно для пакування соків, вин, агресивних і кислих продуктів, соусів, консервованих супів тощо.

Тільки для молока Компанія Тетра Пак, щорічно виробляє близько 130 млрд. пакетів для рідких продуктів харчування. Її продукція поширюється на 165 країн світу. Підрахувавши, можна з'ясувати, що на кожного жителя Землі, приходиться, приблизно, по 20 упаковок Тетра Пак.

Упаковка «Tetra Brik», складається з кількох шарів, які вибираються відповідно до пакованого продукту. Композиційний пакувальний матеріал ТВА/і містить наступні шари:

- зовнішній шар ПЕНГ 12г/м²;
- паперова основа з малюнком та текстом;
- ламінація ПЕНГ 25г/м²;
- алюмінієва фольга 17г/м²;
- адгезійний шар 6г/м²;
- внутрішній шар ПЕНГ 29г/м².

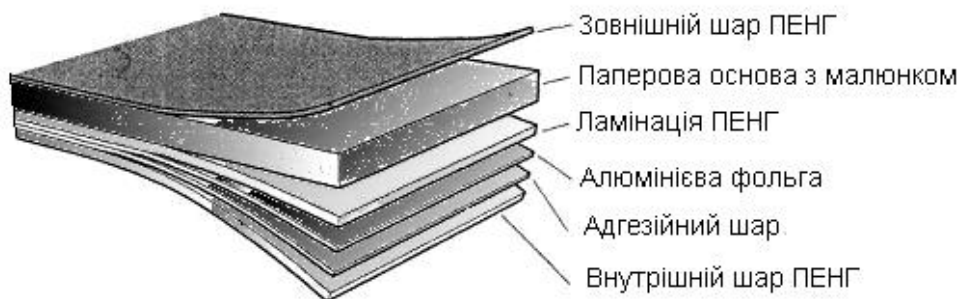


Рис.2. - Структура композитного пакувального матеріалу ТВА/і

Зовнішній шар захищає пакет від вологи. Його перевагами є водостійкість, хороше зварювання, можливість нанесення у вигляді тонких плівок, прозорість, біологічна інертність, хімічна стійкість. Проте, він не витримує нагрівання чи переохолодження, є жиророзчинним та кисне проникним.

Паперова основа є міцнішим „скелетом” пакета, надає йому форму та здатна протистояти значним механічним навантаженням. Вид застосовуваної основи залежить від типу друку, що наноситься. Найбільш поширена дуплексна основа, яка поєднанням відбіленого та небіленого шарів паперу.

На тонкий білий шар наносять текстову та графічну інформацію, а невідбілений шар сприймає навантаження. Завдяки міжшаровому друку виключається міграція компонентів фарби при упакуванні харчових продуктів.

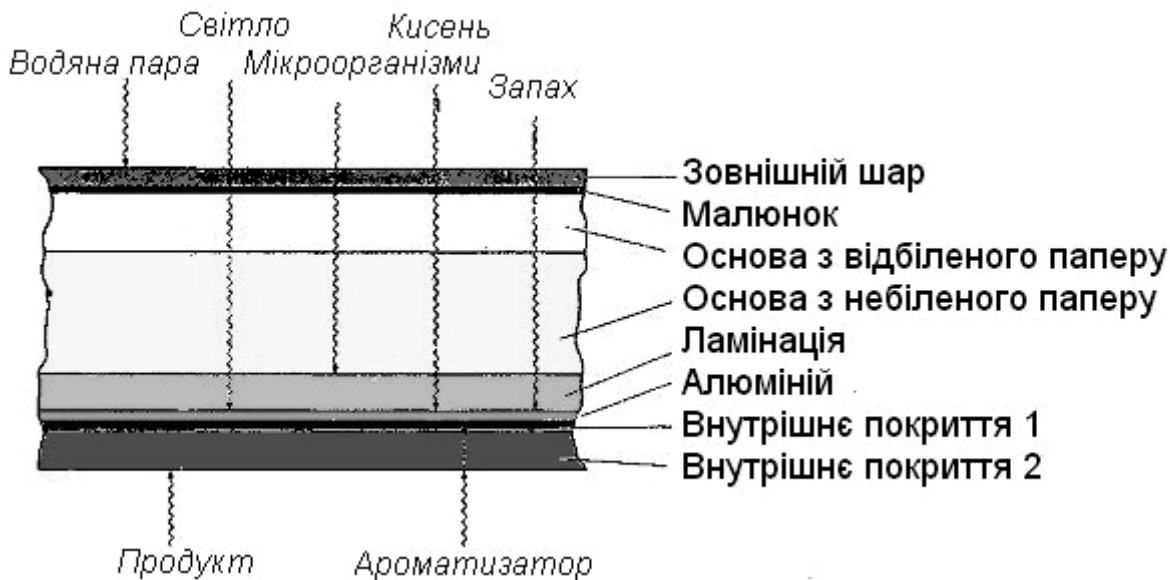


Рис.3.- Вплив чинників зовнішнього середовища на продукт в композитному пакувальному матеріалі

Ламінація є перехідним шаром для з'єднання паперу та алюмінієвої фольги.

Алюміній є бар'єром, що захищає продукт від дії кисню, запахів, пилу. Для упаковки використовують шар алюмінію, товщиною не більше 7мкм. Окрім цього, такий матеріал дозволяє використовувати індукційне запечатування пакета.

Металізація створює приємний декоративний фон, надає ламінації поліпшені бар'єрні властивості і захищає продукт від дії сонячних променів.

Згідно Регламенту комісії (ЄС) № 10/2011 Пластмаса може також виготовлятися із синтетичних або природних макромолекулярних структур, які в результаті хімічної реакції з іншими вихідними речовинами утворюють модифіковану макромолекулу.

Синтетичні макромолекули, що використовуються, є, зазвичай, проміжними структурами, що не були повністю полімеризовані. Потенційний ризик для здоров'я може бути спричинений міграцією інших вихідних речовин, які використовуються для модифікації макромолекули, що неповністю прореагували або не вступили в реакцію, або міграцією макромолекули, що неповністю прореагувала. Тому потрібно оцінити ризик та затвердити інші вихідні речовини та макромолекули, які використовуються при виробництві модифікованих макромолекул, перед їх використанням у виробництві пластмасових матеріалів та виробів.

Речовини, що використовуються у виробництві пластмасових матеріалів або виробів, можуть містити домішки, що виникають у процесі їх виробництва чи екстрагування. Такі домішки випадково потрапляють у процес виробництва пластмасових матеріалів. Основні домішки, присутні в речовині, враховуються залежно від ступеня їх впливу на результати оцінки ризику, та, за необхідності, включаються у специфікації речовини. Проте, в переліку затверджених речовин неможливо врахувати усі домішки. Тому деякі з них можуть зустрічатися у складі матеріалу чи виробу, не дивлячись на те, що їх не було включено до переліку Європейського Союзу.

Висновки:

1. Щоб уберегти населення від потенційної небезпеки синтетичних матеріалів, необхідно поряд з економічними вигодами враховувати й гігієнічні властивості полімерів, а також забезпечувати їх ще при створенні нового типу пакувального матеріалу.

2. Можливість застосування полімерного матеріалу для виготовлення тари, призначеної для упаковки і харчових продуктів, слід вирішувати передусім на основі даних про міграцію з нього мономерів, пластифікаторів, стабілізаторів і інших речовин у повітря та рідкі середовища.

3. Регламентация спеціального граничного значення міграції – максимально дозволена кількість речовини у харчовому продукті. Дотримання цього граничного значення повинне гарантувати безпеку для здоров'я матеріалу, що контактує з харчовими продуктами. Виробник забезпечує дотримання цього граничного значення для матеріалів та виробів, що ще не контактують з харчовими продуктами, в найнесприятливіших можливих умовах контакту з харчовими продуктами.

4. Оцінку відповідності матеріалів та виробів для контактування з харчовими продуктами, необхідно проводити за правилами, що нормуються вимогами ЄС.

Література

1. І.В.Сирохман, І.В.Задорожний, П.Х.Пономарьов. Товарознавство продовольчих товарів. Підручник.-Київ: Лібра, 2000.-368с.
2. Сирохман І.В. Товарознавство пакувальних матеріалів і тари: підручник (для студ. вищ. навч. закл.)/І.В.Сирохман, В.М.Загородня.-К.: Центр учбової літератури, 2009.-616с.
3. В.Л.Шредер, В.Н.Кривошей. Многослойные пленки, барьерность... и многое другое // Упаковка, 2014, №2.- с.19-25.
4. Регламент комісії (ЄС) № 10/2011
5. Бристон Х. Полимерные пленки/ Х.Бристон, Л.Л. Катан; Пер. с англ.; под ред Э.П.Донцовой. – М.: Химия, 1993.-384с.
6. Кривошей В. М. Упаковка в нашому житті.. – Київ ІАЦ „Упаковка”, 2001. – 160 с.
7. Офіційний сайт компанії TETRAPAK. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: www.tetrapak.eu – Заголовок з екрану.

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017

УДК 620.18; 621.311.22

Г.В. Кречковська, О.З. Студент, Л.М. Свірська*Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України***НЕРІВНОМІРНІСТЬ РОЗПОДІЛУ КАРБІДІВ В СТРУКТУРІ ЕКСПЛУАТОВАНОЇ СТАЛІ 12Х1МФ З РІЗНИХ ЗОН ПАРОПЕРЕПУСКНОГО ГИНУ ГОЛОВНОГО ПАРОГОНУ ТЕС**

Проаналізували структуру прямої ділянки гину, розтягнутої, нейтральної та стисненої зон гину парогону. При цьому оцінювали величину зерна впоперек стінки труби гину та розміри і густину карбідів, розташованих вздовж меж зерен, використавши їх як структурні ознаки деградації сталі. Показано що інтенсивність деградації сталі в розтягнутій зоні гину вища, ніж на інших зонах гину та на прямій його ділянці. Градієнт за розміром карбідів по товщині стінки труби зв'язали з розподілом термічних напружень під час пусків блоків, а по периметру труби з умовами для протікання повзучості металу в часі експлуатації, які найкращі в розтягненій зоні гину.

Ключові слова: гини парогонів ТЕС, структурні особливості, розподіл карбідів, тривала експлуатація.

Г.В. Кречковская, А.З. Студент, Л.Н. Свирская**НЕРАВНОМЕРНОСТЬ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КАРБИДОВ В СТРУКТУРЕ ЭКСПЛУАТИРУЕМОЙ СТАЛИ 12Х1МФ ИЗ РАЗНЫХ ЗОН ПАРОПЕРЕПУСКНОГО ИЗГИБА ГЛАВНОГО ПАРОПРОВОДА ТЭС**

Проанализировали структуру прямого участка изгиба, растянутой, нейтральной и сжатой зон изгиба паропровода. При этом оценивали величину зерна поперек стенки трубы изгиба та размеры и плотность карбидов, расположенных вдоль границ зерен. Они являются структурными признаками деградации стали. Показано что интенсивность деградации стали в растянутой зоне изгиба выше, чем на других зонах изгиба и на прямом его участке. Градиент размера карбидов по толщине стенки трубы связали с распределением термических напряжений при пусках блоков, а по периметру трубы с условиями для протекания ползучести металла во времени эксплуатации, которые лучшие в растянутой зоне изгиба.

Ключевые слова: изгибы паропроводов ТЭС, структурные особенности, распределение карбидов, длительная эксплуатация.

H. Krechkovska, O. Student, L. Svirskia**HETEROGENEITY OF CARBIDE DISTRIBUTION IN THE STRUCTURE OF THE OPERATED 12X1MF STEEL FROM DIFFERENT ZONES OF THE BENDING BYPASS OF THE MAIN STEAM PIPELINE OF HPP**

The structures of the straight part of the steam pipeline bend and stretched, neutral and compressed zones were analyzed. The grains size across of the wall tube of the bend was evaluated. It was proposed the dimensions and density of the carbides along the grain boundaries as the structural characteristics of the steel degradation. It is shown that the intensity of steel degradation in the stretched zone of bend is higher than in another bending zone and its straight part. The gradient of the carbide size across the wall thickness of the pipe was explained by distribution of thermal stresses during the shut-down of the blocks, and its existing along the perimeter of the pipe - by the most favorable conditions for the creep process during operations in the stretched zone of the bend.

Keywords: steam pipeline bend of TPP, structural features, distribution of carbides, long-term operation.

Актуальність. На теперішній час в теплоенергетичній галузі використовують парогони, введені в експлуатацію ще в 50-60-х роках минулого сторіччя, метал яких змінився і за характеристиками міцності та пластичності, і за структурно-фазовим складом. Гини парогонів ТЕС належать до жорстко навантажених конструктивних елементів з високим рівнем небезпеки для персоналу та довкілля. Основними чинники впливу на роботоздатність гинів є градієнт напружень і вздовж периметра труби в зоні перегину, і вздовж самого гину та спричинена цими напруженнями повзучість та деградація металу в часі експлуатації. До ознак деградації властивостей металу парогонів відносяться структурне старіння, яке спричиняє окрихчення металу (зокрема виділення карбідної фази вздовж меж зерен та збіднення твердого розчину на вміст елементів легування), а також зміна морфології і характеру розподілу структурних складових. Зрозуміло, що такі структурні зміни в металі впливатимуть на його опір руйнуванню.

До часто вживаних кількісних структурних показників, які тісно пов'язані з механічними властивостями металу, відносять розмір зерна в структурі металу та величину карбідів. Саме їх зміні приділяють значну увагу, оскільки з ростом їх розмірів різко знижується ударна в'язкість, сталь стає схильною до утворення тріщин та деформацій [1, 2]. Часті причини передчасного виходу гинів парогонів з ладу пов'язані з пороутворенням внаслідок повзучості чи з утворенням тріщин термічної втоми. Тривале нагрівання парогонів до робочих температур сприяє сфероїдизації перліту з наступним перерозподілом карбідів на межі зерен [3]. Розчинення

частинок цементиту з поступовим переходом вуглецю в складнолеговані карбіди з утворенням ферит-карбідної структури, спричиняє втрату жароміцності металу, яка була властива йому на початку експлуатації. Такий механізм зміни фазового складу металу неоднозначно впливає на комплекс механічних характеристик: з одного боку, виділення карбідів з матриці мало би додатково зміцнити матрицю за рахунок ефекту твердіння. З іншого боку, відбувається поступовий перерозподіл молібдену та хрому з твердого розчину з утворенням легованих карбідів, що призводить до зниження тривалої міцності сталі з наступним руйнуванням парогонів.

Об'єкт дослідження. Дослідили вертикальний пароперепускний гин (кут загибу – 120°) труби $\varnothing 133 \times 17$ мм парозбірної камери котла ТП-100, виготовлений із сталі 12Х1МФ після $\sim 2,5 \times 10^5$ год експлуатації і 1560 пусків-зупинок технологічного процесу ТЕС. Тиск пари у трубі під час експлуатації досягав 14 МПа, температура експлуатації впродовж перших 2×10^4 год становила 565°C , а за подальшої експлуатації – 545°C .

Під час досліджень аналізували структуру сталі поперек стінки труби в розтягненій зоні (РЗ) гину, в якій були виявлені наскрізні осьові тріщини, спричинені процесом повзучості [4]. Крім того аналізували градієнт структури в околі зовнішньої поверхні труби гину в різних його зонах: РЗ, нейтральній зоні (НЗ), стисненій зоні (СЗ) та на прямій ділянці (ПД). Для досліджень використали сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP.

Основні результати дослідження. Проаналізували металографічні зображення РЗ, НЗ та СЗ гину впоперек стінки труби. Структурна деградація сталі внаслідок тривалого сумісного впливу напружень, температури та наводнювального середовища у вигляді пари проявилася перетворенням ферит-перлітної структури, властивій сталі 12Х1МФ в РЗ гину на початку експлуатації, у феритну з великими карбідами вздовж меж зерен. Такому перетворенню сприяли концентрація напружень у РЗ гину, висока температура експлуатації та наводнювання сталі – чинники інтенсифікації дифузійного перерозподілу вуглецю і елементів легування з виділенням та коагуляцією карбідів вздовж меж зерен фериту. РЗ гину найчутливіша до деградації, оскільки через мінімальну товщину стінки труби цій зоні властива максимальна концентрація напружень, що робить її найслабшою ланкою гину. Виявили, що в РЗ гину за розмірами карбіди найбільші біля зовнішньої поверхні труби, а найменші – в її центральній частині, розмір карбідів біля внутрішньої поверхні за величиною займають проміжне положення (рис.1).

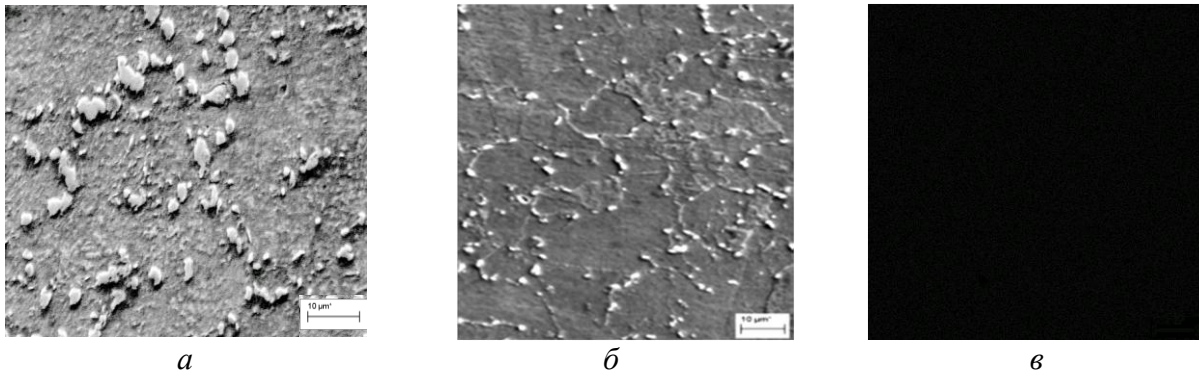


Рис.1. Структура експлуатованої сталі 12Х1МФ пароперепускного гину в діаметральному перерізі його розтягнутої зони біля зовнішньої (а) та внутрішньої (в) поверхонь труби та в центрі перерізу стінки труби гину (б)

Кількісно оцінивши розміри карбідів та їх розподіл в структурі сталі 12Х1МФ з РЗ гину, отримали, що поблизу внутрішньої поверхні труби середній діаметр карбідів становив 1,8 мкм, а густина їх розташування сягала $22 \times 10^{-6} \text{ мм}^{-2}$. В центральній частині перерізу труби значення цих параметрів є найнижчі і їх величини рівні 1,1 мкм та $20 \times 10^{-6} \text{ мм}^{-2}$ відповідно. А поблизу її зовнішньої поверхні діаметр карбідів та їх густина мають максимальні значення, а саме середній розмір карбідів 2,9 мкм, а густина карбідів – $25 \times 10^{-6} \text{ мм}^{-2}$ (рис.2) Це свідчить про те, що перерозподіл карбідів на межі зерен внаслідок тривалої експлуатації відбувається найактивніше біля зовнішньої поверхні труби.

Повзучість металу парогонів під час їх тривалої експлуатації, зумовлена внутрішнім тиском пари у трубах і найінтенсивніше відбувається біля їх зовнішньої поверхні. Враховуючи це, можна стверджувати, що за ідентичних технологічних параметрів експлуатації деградація металу гину повинна відбуватися активніше через його відому сильнішу схильність до повзучості. Крім того

показали, що і біля внутрішньої поверхні труби має місце хоч і менш інтенсивне, ніж біля зовнішньої поверхні труби, але пришвидшення перерозподілу карбідів на межі зерен, тоді як у центрі перерізу труби ці процеси відбуваються найповільніше. Це дає підстави стверджувати, що градієнт термічних напружень розтягу по товщині стінки труби під час зупинок блоків ТЕС в значній мірі впливає на швидкість протікання деградації структури металу. Адже відомо, що під час пуску блоків, коли підігрів труб теплоносієм відбувається зсередини, максимальні термічні напруження розтягу виникають біля зовнішньої поверхні труби, а стиску – біля її внутрішньої поверхні. В центрі перерізу труби ці напруження зберігаються на мінімальному рівні. Це добре узгоджується і з даними оцінювання розмірів карбідів, що підтверджує важливість ролі напружень у трансформації структури сталі під час експлуатації [5-7]. Карбіди слугують зародками пор внаслідок втрати їх когезії з матрицею, що полегшує накопичення в них водню, який своєю чергою інтенсифікує ріст і злиття мікропор з формуванням мікротріщин вздовж меж зерен [8]. Тому вони є важливою ознакою структурної деградації металу, а їх розміри – визначальною ознакою розпорошеної пошкодженості металу зсередини.

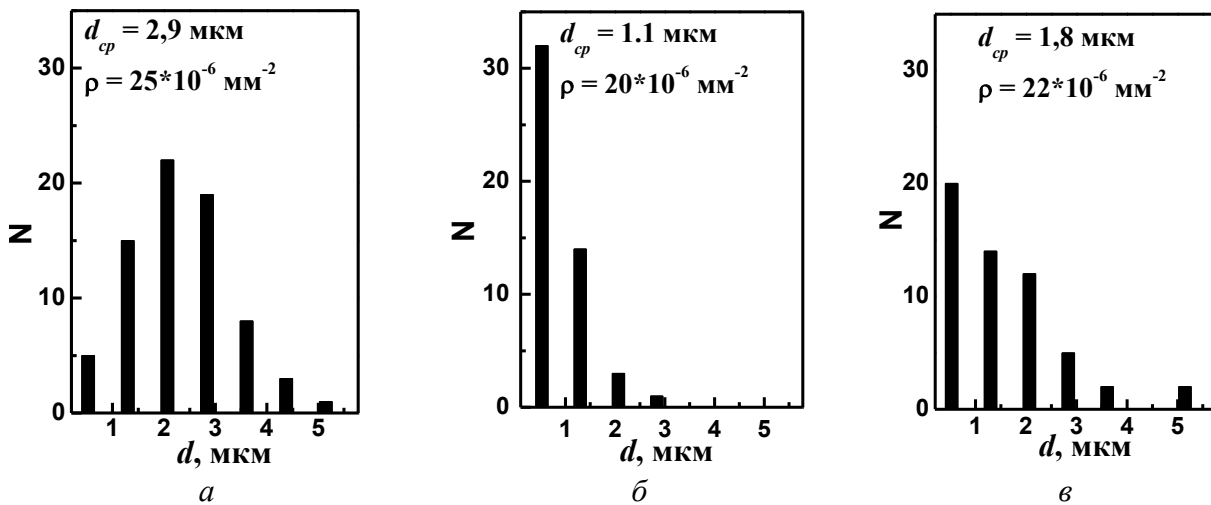


Рис. 2. Розподіл карбідів за розмірами по товщині стінки труби РЗ гину біля зовнішньої (а) та внутрішньої (в) поверхні труби та в центрі її перерізу (б)

Оскільки структурні зміни в трубах відбуваються найінтенсивніше біля зовнішньої їх поверхні, то, щоб з'ясувати міру деградації металу в різних зонах пароперепускного гину головного парогону ТЕС, порівняли розподіли карбідів за розмірами в структурі сталі РЗ, НЗ та СЗ гину. Результати, порівняння свідчать, що розміри карбідів на межах зерен та їх густина істотно відрізняються (рис. 3). Зокрема і розмір, і густина карбідів на межах зерен в металі РЗ гину значно перевищує ці параметри для структури металу з інших зон. Це вважали за прямий доказ того, що деградація металу РЗ гину відбувається інтенсивніше, ніж металу інших зон гину парогону.

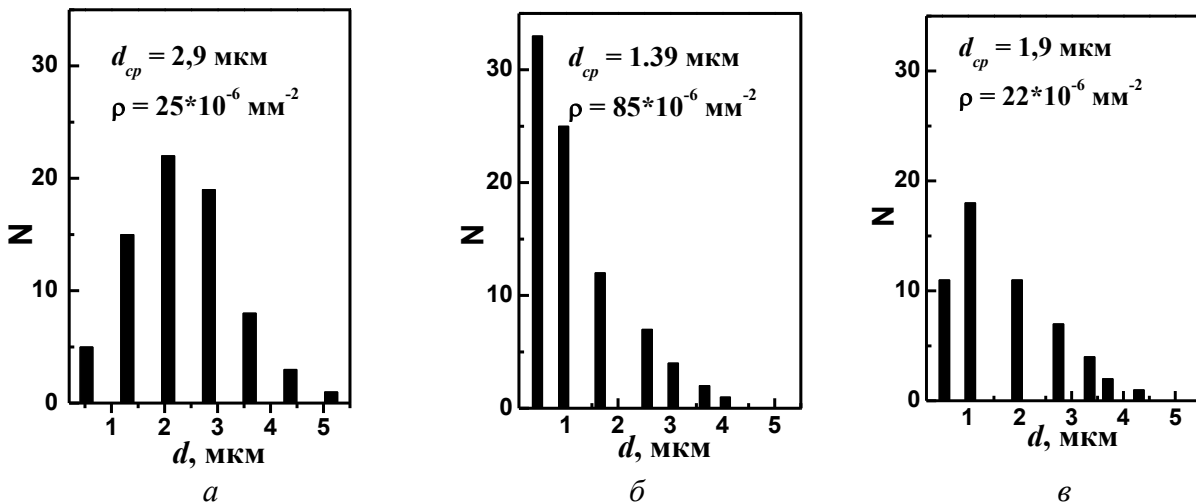


Рис. 3. Розподіл карбідів за розмірами у різних зонах пароперепускного гину біля зовнішньої поверхні труби розтягнутої (а), нейтральної (б) та стисненої (в) зон гину.

За однакової тривалості експлуатації металу на ПД та зон гину парогону середній розмір зерен (D_{cp}) та карбідів (d_{cp}) істотно відрізняються (рис. 4). Градієнт величини карбідів аналізували біля зовнішньої поверхні, оскільки саме біля неї спостерігали найсильніший ефект деградації. На прямій ділянці значення цих параметрів є найнижчі, а саме розмір зерна 23 мкм, а середній розмір карбідів 1,1 мкм. Проаналізували тенденцію зміни розміру зерен та карбідів в структурі металу РЗ, НЗ та СЗ гину по відношенню до ПД. Максимальне збільшення розміру зерна зафіксували в структурі металу СЗ гину (середній розмір зерна в СЗ гину в 1,65 рази є більший, ніж визначений для металу ПД). Розмір зерна для РЗ та НЗ зріс в 1,55 та 1,35 рази відповідно (рис. 4а). Подібну тенденцію зміни розміру зерен на ПД і в РЗ гину спостерігали також на гині після $133 \cdot 10^3$ год експлуатації на головному парогоні ТЕС [9]. З наближенням до зовнішньої і внутрішньої поверхонь труби розмір зерна на ПД труби зростає, а в РЗ гину - зменшувався, що пов'язали із специфікою рекристалізаційних процесів у істотно деформованому металі. Зрозуміло, що за практично вдвічі більшої тривалості експлуатації аналізованого гину, ця ознака деградації металу (зміна розміру зерна) проявиться ще чіткіше залежно від зони аналізу структури по периметру труби. Важливо відзначити, що у СЗ, в якій розмір зерна найбільший, можливо відбувається збиральна рекристалізація, тоді як в РЗ це глибший процес рекристалізації з формуванням вже дрібніших зерен. Це може бути спричинене величиною і густиною розташованих вздовж меж зерен карбідів, які стабілізують міграцію меж, яка є необхідною передумовою збиральної рекристалізації. Проаналізувавши результати середнього розміру карбідів, виявили різочу відмінність між ними від зони до зони гину (порівняно з ПД). В РЗ гину розмір карбідів в 2,6 рази перевищив значення, властиве карбїдам, спостереженим у структурі металу ПД. А в НЗ та СЗ вони зросли значно менше (в 1,25 та 1,7 рази відповідно, рис. 4б). Можливо найбільші за розмірами карбїди в РЗ гину гальмують міграцію меж зерен внаслідок високотемпературної експлуатації металу на парогоні, а менші за розмірами карбїди в СЗ гину можуть навіть сприяти такій міграції.

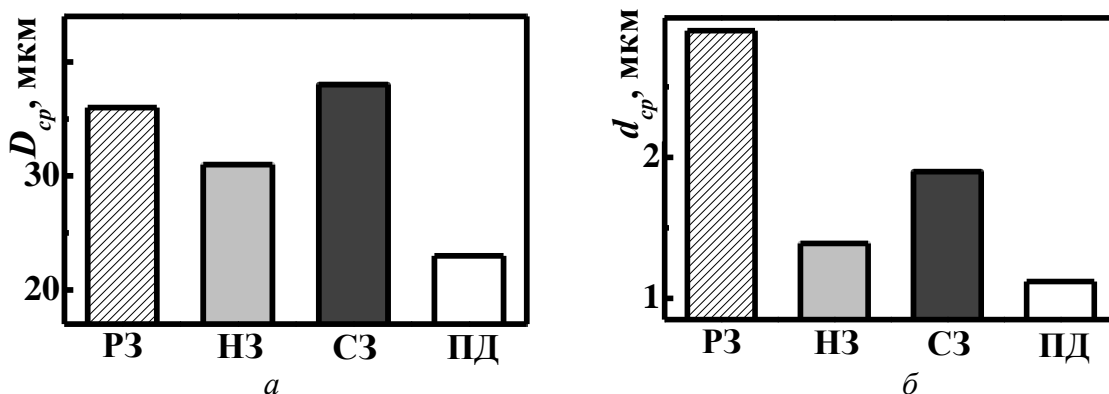


Рис. 4. Середні значення розмірів зерен (а) та карбідів (б) в різних зонах гину в околі зовнішньої поверхні труби

Висновки. На основі аналізу структурних ознак деградації сталі 12Х1МФ на головному парогоні ТЕС встановили градієнт структурних змін і по товщині стінки труби в зоні гину, і по її периметру. Градієнт за розміром карбідів по товщині стінки труби зв'язали з розподілом термічних напружень під час пусків блоків, а по периметру труби з умовами для протікання повзучості металу в часі експлуатації, які найсприятливіші в розтягненій зоні гину.

Список використаних джерел:

1. Золотаревський В. С. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
2. Фарбер В. М., Біленький Б. З., Гольдштейн Б. И. Оценка прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным. – Фізика металлов и металловедение. – 1975. – 3, вып. 2. – С. 403-409.
3. Вплив експлуатаційної пошкодженості паропровідної сталі 12Х1МФ на характеристики її тріщиностійкості // О.М. Романів, Г.М. Никифорчин, І.Р. Дзіоба, О.З. Студент, Б.П. Лонюк // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – 34, №1. – С. 101-104.
4. Свірська Л. М., Студент О. З., Василик А. П., Бабій Л. О. / Особливості деградації сталі 12Х1МФ з різних зон гину парогону ТЕС // Наукові нотатки – 2007. – Вип. 41, Ч.1 – С. 230-236.

5. Кількісний аналіз структурних змін у сталі внаслідок високотемпературної витримки у водні / О.З. Студент, Б.П. Русин, Б.В. Кисіль, М.І. Кобасяр, Т.П. Стахів, А.Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – 39, №1. – С. 22-28.
6. Осташ О.П., Кондир А.І., Вольдемаров О.В., Гладиш П.В., Кучеренко М.В. Структурна мікропошкоджуваність сталей парогонів ТЕС // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – 45, 3. – С. 13-22.
7. Осташ О.П. Циклічна тріщиностійкість сталей тривало експлуатованих згинів парогонів / О.П. Осташ, О.В. Вольдемаров, П.В. Гладиш // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – 48, 4. – С. 14-24.
8. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, Г.В. Кречковська, А.Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – 46, 2. – С. 42-54.
9. Автоматизоване визначення геометрії зерен в експлуатованій паропровідній сталі / І.М. Журавель, Л.М. Свірська, О.З. Студент, Р.А. Воробель, Г.М. Никифорчин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – №3. – С. 23-29.

Рецензенти:

Гребенчак Ю. М. Старший викладач кафедри «Матеріалознавство» Луцького національного технічного університету, канд. техн. Наук;

Цирульник О.Т. Провідний науковий співробітник відділу діагностики корозійно-водневої деградації матеріалів Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України, доктор техн. наук, старший науковий співробітник.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 620.17; 620.184.6

Г.В. Кречковська

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

ФРАКТОДІАГНОСТИКА СТАНУ СТАЛІ 15X1M1Ф ПІСЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ НА ПАРОГОНАХ ТЕС З УРАХУВАННЯ МАНЕВРОВОГО РЕЖИМУ РОБОТИ

Проаналізовано фрактографічні ознаки руйнування на ділянці припорогового росту втомної тріщини за випроб на циклічну тріщиностійкість сталі 15X1M1Ф у вихідному стані та після 20 років експлуатації на парогонях ТЕС з різною кількістю (500 і 576) зупинок технологічного процесу. Фасетки міжзеренного руйнування на фоні класичного крізьзеренного втомного рельєфу на припороговій ділянці втомного руйнування експлуатованої сталі запропоновано вважати діагностичною ознакою її деградації. Частка площі міжзеренного руйнування використано як кількісну характеристику для діагностування технічного стану сталі після її високотемпературної експлуатації за впливу наводнювального технологічного середовища. Чим більшу кількість зупинок експлуатувався метал, тим більше таких ознак деградації на зламі, а самі вони рельєфніші. Отримано кореляційну залежність між часткою міжзеренного руйнування D та ефективним пороговим рівнем циклічної тріщиностійкості $\Delta K_{th\text{ eff}}$ для експлуатованої сталі, яку описали рівнянням прямої. Її пропонується використовувати для оцінювання в першому наближенні технічного стану металу.

Ключові слова: парогони ТЕС, фрактографічні ознаки деградації, пуски-зупинки, ефективний поріг циклічної тріщиностійкості, фрактодіагностика.

Г.В. Кречковская**ФРАКТОДІАГНОСТИКА СОСТОЯНИЯ СТАЛІ 15X1M1Ф ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА ПАРОПРОВОДАХ ТЭС С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ОСТАНОВОВ ПРОЦЕССА**

Проанализировано фрактографические признаки разрушения на участке припорогового роста усталостной трещины при испытаниях на циклическую трещиностойкость стали 15X1M1Ф в исходном состоянии и после 20 лет эксплуатации на паропроводах ТЭС с разным количеством (500 и 576) остановок технологического процесса. Фасетки межзеренного разрушения на фоне классического трансзеренного усталостного рельефа на припороговой участке усталостного разрушения эксплуатируемой стали предложено считать диагностическим признаком ее деградации. Доля площади межзеренных разрушения использовано как количественную характеристику для диагностирования технического состояния стали после ее высокотемпературной эксплуатации при воздействии наводнювальной технологической среды. Чем больше количество остановок эксплуатировался металл, тем больше таких признаков деградации на изломе, а сами они рельефнее. Получено корреляционная зависимость между долей межзеренных разрушения D и эффективным пороговым уровнем циклической трещиностойкости $\Delta K_{th\text{ eff}}$ для эксплуатируемой стали, которую описали уравнением прямой. Ее предлагается использовать для оценки в первом приближении технического состояния металла.

Ключевые слова: парогонь ТЭС, фрактографические признаки деградации, пуски-остановки, эффективный порог циклической трещиностойкости, фрактодіагностика.

H.V. Krechkovska**FRACIODIAGNOSTICS OF THE 15X1M1Ф STEEL STATE AFTER SERVICE ON THE STEAM PIPELINES OF HPP WITH ACCOUNT OF THE SHUT-DOWN PROCESSES EFFECT**

Fractographic signs of destruction at the area of the threshold fatigue crack growth during cyclic crack resistance tests of the 15X1M1F steel in the virgin state and after 20 years of operation on pipeline thermal power plants with different number (500 and 576) shut-downs of the technological process were analysis. The intergraining facet of destruction on background of classical transgraining fatigue relief on the near-site fatigue was proposed exploited considered diagnostic sign of degradation. Share Intergrain area of destruction used as a quantitative measure for diagnosing the technical condition of steel after high temperature exposure operation for irrigating technological environment. The more stops operated metal, especially following signs of degradation at the turn, and they vividly. An correlation dependence between the share Intergrain D and effective destruction threshold level of fatigue crack growth resistance $\Delta K_{th\text{ eff}}$ exploited for steel, which is described by the equation line. It is proposed to use for evaluating a first approximation the technical state of the metal.

Keywords: pipelines of thermal power plants, fractographic signs of degradation, shutdown, the effective threshold of cyclic crack resistance, fractodiagnosics.

Актуальність. Для з'ясування впливу технологічних чинників експлуатації елементів енергетичного устаткування на технічний стан матеріалів, з яких вони виготовлені, традиційно використовують традиційні механічні характеристики тривало експлуатованих сталей. Але через недостатню їх чутливість до деградації сталей прогнозувати залишковий ресурс деградованих сталей на їх основі не вдається. Для його оцінювання слід знати закономірності зміни механічних характеристик конструкційних матеріалів за сумісного впливу різних технологічних чинників (зокрема тривалості експлуатації, зупинок технологічного процесу, температурно-силового режиму експлуатації, робочого середовища). Та найголовніше слід обґрунтувати критичний стан

деградованого металу, за досягнення якого подальша експлуатація елементів конструкцій стає небезпечною.

Розвиток і впровадження технічної діагностики як способу оцінювання реального технічного стану металу сприяє зниженню витрат на ремонт і скороченню термінів простою устаткування. Експлуатаційну надійність і довговічність конструкційних елементів неможливо підвищити без ефективної системи технічної діагностики та врахування висновків експертиз щодо причин експлуатаційних руйнувань. Запобігання аварійним руйнуванням відповідальних елементів є одним з найважливіших завдань технічної діагностики. Проблема технічного діагностування елементів трубопроводів на етапі їх виготовлення та впродовж наступної експлуатації актуальна для енергетики [1] і для інших відповідальних об'єктів в хімічній та нафтопереробній промисловості.

Мікрофрактографічний аналіз є потужною складовою матеріалознавчих досліджень, який спрямований на з'ясування механізмів руйнування та встановлення їх зв'язку з мікроструктурою металу. З його використанням якісно оцінюють енергоємність руйнування, особливо коли макрорівний характер руйнування супроводжується крихким руйнуванням на макрорівні. З використанням цього фізичного методу досліджень аналізують поверхні експлуатаційних зламів та зламів зразків, зруйнованих в модельних лабораторних умовах навантаження. Особливо ефективно застосування цього методу в механіці руйнування, коли на мікрорівні вивчають особливості руйнування, ув'язуючи їх з напружено-деформованим станом у вершині тріщини. За такими особливостями можна навіть кількісно оцінювати напружений стан у вершині тріщини у параметрах механіки руйнування [2].

Фрактографічні дослідження лабораторних зразків, зруйнованих за контрольованих умов випробування, можуть бути ефективним доповненням на етапі проектування конструкційних елементів (з огляду на можливість врахування впливу структурних концентраторів напружень в експлуатованому металі), дають можливість корегувати технологічні чинники їх експлуатації на певних етапах експлуатації та обґрунтувати граничний стан експлуатованого елемента на основі знання про його можливості чинити опір руйнуванню після досягнення критичної деградації. Оскільки механізми накопичення пошкоджень як правило визначаються не лише структурними особливостями металу та його механічними властивостями, але ще й умовами експлуатації, то слід поглибити дослідження та узагальнення даних щодо виокремлення впливу технологічних експлуатаційних чинників на деградацію елементів відповідальних конструкцій, які працюють за жорстких температурно-силових умов.

Найперспективнішим є поєднання фрактографічного аналізу поверхонь руйнування матеріалу, дослідження структурних ознак деградації та механічних характеристик експлуатованих матеріалів. Якщо встановити зв'язок між інформативними фрактографічними ознаками руйнування, структурними ознаками та механічними характеристиками до різної міри деградованих матеріалів, то фрактографічне діагностування може стати основою для прогнозування поточного технічного стану експлуатованих конструкційних матеріалів.

Об'єкт досліджень. Дослідили особливості руйнування сталі 15X1M1Ф у вихідному стані та після експлуатації на двох блоках головних парогонів ТЕС. Особливістю досліджуваного металу було те, що за однакової тривалості експлуатації ($\sim 2 \cdot 10^5$ год) на двох різних блоках ТЕС він істотно відрізнявся за кількістю зупинок технологічного процесу (один із блоків зупиняли 501 раз, а інший – 576 разів). Аналізували поверхні зламів зразків у вихідному стані та після експлуатації на парогоніях ТЕС, випробуваних на циклічну тріщиностійкість (ЦТ). Балкові зразки 8×16 мм в перерізі з одностороннім концентратором, навантажували за схемою консольного згину. За результатами випроб визначали ефективні (з урахуванням закриття тріщини) порогові значення циклічної тріщиностійкості $\Delta K_{th\ eff}$. Фрактографічні дослідження особливостей, характер руйнування металу та поширення в ньому тріщин проводили на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP.

Основні результати дослідження. За технологічні чинники впливу на роботоздатність металу головних парогонів ТЕС прийняли номінальну тривалість експлуатації сталі τ_{op} у наводнювальному середовищі (пара високих параметрів) та кількість зупинок технологічного процесу. Вплив цих чинників на технічний стан металу на інтегральні характеристики та локальні параметри механіки руйнування проаналізовано раніше [3-5]. Показано, що випробі на циклічну тріщиностійкість, а саме експериментально отримані номінальні (ΔK_{th}) і ефективні ($\Delta K_{th\ eff}$) порогові рівні ЦТ найчутливіші до зміни технічного стану металу внаслідок експлуатації. Проведені дослідження виявили також, що і номінальний, і ефективний порогові ЦТ однозначно

нижчі для сталі, яка впродовж однакової тривалості експлуатації перенесла більшу кількість зупинок технологічного процесу. Причому вплив деградації, спричиненої зростанням кількості зупинок, на рівень $\Delta K_{th\,eff}$ значно сильніший, ніж на рівень ΔK_{th} . Це пов'язано з високим закриттям тріщини (ЗТ), спричиненим деградацією сталі. Якщо ефективний поріг ЦТ порівняно з номінальним для сталі у вихідному стані знизився в 2.1, то після експлуатації на блоці з меншою кількістю зупинок – у 2.8, а на блоці з більшою їх кількістю – у 3.7 разів [6]. Отже, ефективний поріг ЦТ $\Delta K_{th\,eff}$ найчутливіший до деградації і однозначно знижується в міру зростання кількості зупинок за однакової тривалості експлуатації сталі на парогонях ТЕС (рис. 1).

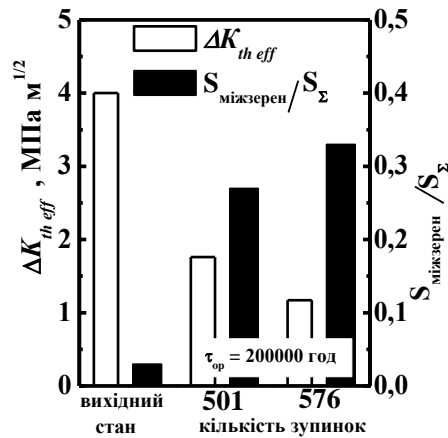


Рис. 1. Пороговий рівень ефективного розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень $\Delta K_{th\,eff}$ та частка міжзеренного відколу на поверхнях зламів на припороговій ділянці росту тріщини для сталі у вихідному стані та після $\tau_{op} \sim 2 \cdot 10^5$ год експлуатації з різною кількістю зупинок технологічного процесу з охолодженням головних парогонів ТЕС.

Виникнення закриття тріщини звичло пов'язують із залишковою пластичністю [7], шорсткістю поверхні зламу [8], автокаталітичним нарощуванням товщини оксидних плівок [9], завдяки яким матеріал в околі вершини тріщини впродовж певної частини циклу навантаження (ΔK_{cl}) циклічно не деформується. Важливо з'ясувати, який з цих чинників відповідальний за ЗТ, спричинене інтенсифікацією деградації сталі під впливом зупинок технологічного процесу. Для з'ясування цього використали фрактографічні дослідження втомних зламів за припорогової швидкості росту втомної тріщини.

Фрактографічні дослідження сталі 15Х1М1Ф у вихідному стані виявили, що на припорогій ділянці росту тріщини переважало типове крізьзеренне руйнування з формуванням псевдоріздкового рельєфу з переорієнтацією цих борідок від зерна до зерна (рис. 2а), яке властиве високопластичним матеріалам у вихідному стані, з подальшим формуванням фестонів, перетинки між якими руйнувалися з ознаками доволі високої пластичної деформації. В'язкі втомні борізки поперек фестонів, перпендикулярні до магістрального напрямку РВТ, почали виявляти за вищої роздільної здатності лише за швидкості, що відповідає початку другої ділянки кінетичної діаграми втомного руйнування (рис. 2б). З цього зробили висновок, що в цьому випадку ефект ЗТ можна зв'язати з високою залишковою пластичністю та шорсткістю поверхні зламу, зв'язану із сходінками на переходах між фестонами.

На зламах експлуатованої сталі виявилися елементи окрихчення (рис. 3). Сліди пластичного деформування під час руйнування перетинок між суміжними фестонами стали інтенсивнішими, а сліди від неметалевих включень на зламах свідчили про їх явне відшарування від матриці (рис. 3а). Крім того на припороговій ділянці руйнування на зламах виявили значне вторинне мікророзтріскування з фрагментацією металу на субструктурному рівні. Ці вторинні тріщинки контрастно декорували втомні борідки, що є ознакою окрихчення металу (рис. 3б). Але найістотніша особливість це поява на зламах експлуатованої сталі вже за припорогової швидкості росту тріщини фасеток міжзеренного відколу (рис. 3д). Причому у випадку сталі, яка перенесла більшу кількість зупинок, ці всі особливості виявлялися чіткіше (рис. 3г-е). Зрозуміло, що міжзеренні фасетки, які виступають над загалом плитким утомним зломом (особливо велика їх кількість в сталі, яка перенесла більшу кількість зупинок), спричиняють істотну шорсткість поверхні і тому саме їх вважали відповідальними за значний ефект ЗТ.

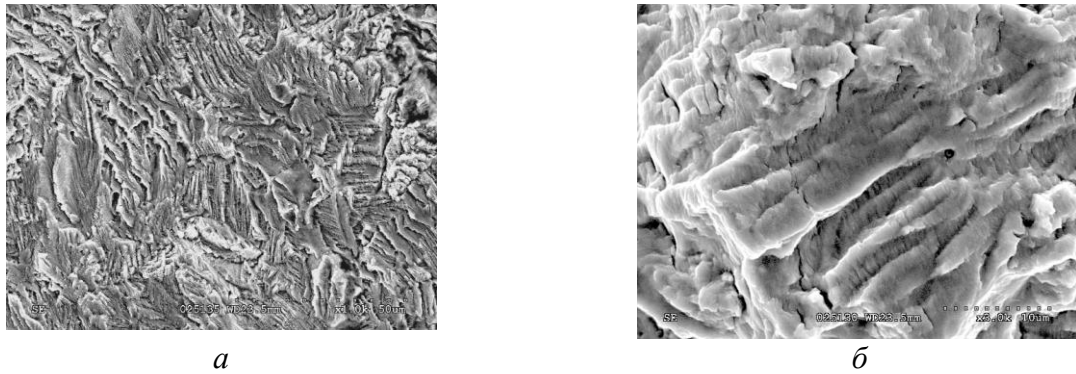


Рис. 2. Фрактографічні особливості росту втомної тріщини за швидкості $\sim 5 \cdot 10^{-10}$ м/цикл (а) та $\sim 2 \cdot 10^{-9}$ м/цикл (б) в сталі 15X1M1Φ у вихідному стані. Магістральний напрямок росту тріщини зліва на право.

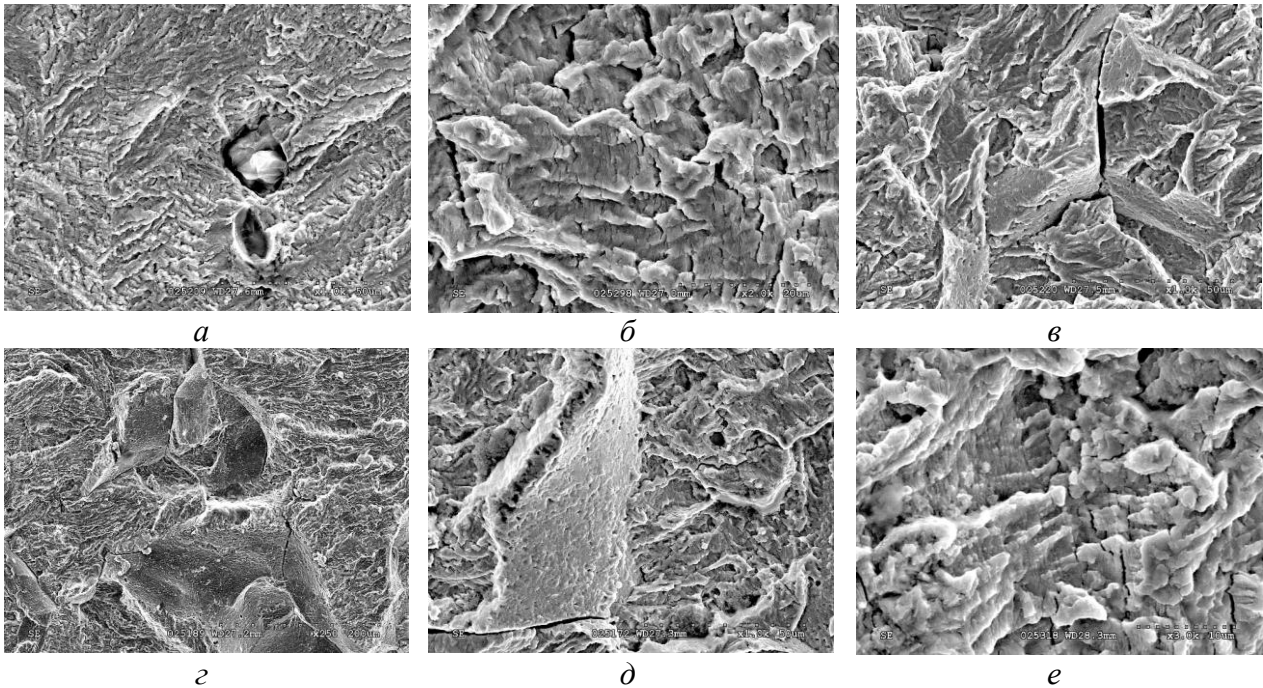


Рис. 3. Фрактографічні особливості росту втомної тріщини з швидкістю $\sim 5 \cdot 10^{-10}$ м/цикл в сталі 15X1M1Φ після експлуатації на блоці з меншою (а, б, в,) і більшою (z, д, е) кількістю зупинок. Магістральний напрямок росту тріщини зліва на право.

Методи технічної діагностики стану металів і конструкцій останнім часом почали інтенсивно розвивати [10-12]. Зважаючи на інформативність і високу роздільну здатність фрактографічного аналізу, важливо розвинути його можливості і застосування для технічної діагностики елементів конструкцій та технічного стану експлуатованих матеріалів. Особливо важливо поєднати фрактографічні підходи з механічними та корозійно-механічними випробами, спрямованими на кількісне оцінювання поточного і граничного станів конструкційних сталей за комплексом механічних характеристик. При цьому є можливість порівняти особливості руйнування однаково експлуатованого металу в лабораторних (за контрольованих умов навантаження) та експлуатаційних (коли руйнування відбувається за впливу низки технологічних чинників) умовах. Для цього слід використати порівняльний аналіз фрактографічних ознак реальних зламів конструкційних елементів і лабораторних зразків та шукати відповідні ознаки руйнування і на цій основі встановлювати причини експлуатаційних пошкоджень. Разом з тим таке використання фрактографії дає основу лише для якісних оцінок, а для використання цього прецизійного методу в технічній діагностиці необхідно розробити систему виділення фрактографічних ознак і методичні підходи їх кількісного аналізу.

Фрактографічним аналізом якісно показано, що найголовнішою ознакою деградації металу були фасетки міжзеренного відколу на ділянці прпорогового росту втомної тріщини. Причому у випадку сталі з більшою кількістю зупинок їх було більше, ніж з меншою. Вважали, що ці фасетки

виникли ще на етапі експлуатації сталі завдяки виділенню вздовж меж зерен карбідів, які знизили їх когезивну міцність. Про це свідчив досить розвинений на мікрорівні рельєф на поверхнях міжзеренних фасеток у вигляді дрібних ямок, сумірних за розмірами з карбідами, які виявляли вздовж меж зерен у експлуатованому металі. Коли фронт втомної тріщини доходив до цих пошкоджених внаслідок деградації меж зерен, то тріщина миттєво поглинала розтріпані міжзеренні фрагменти, а її ріст при цьому пришвидшувався. Тому основною ознакою деградації вважали міжзеренні фрагменти зламів експлуатованого металу.

Кількісно оцінили площу фасеток міжзеренного відколу, що припадала на одиницю площі зламів зразків до різної міри деградованого металу за припорогової швидкості росту тріщини. Виявили, що в металі після більшої кількості зупинок технологічного процесу частка міжзеренного руйнування є вищою ніж в металі після їх меншої кількості (рис. 3). В не експлуатованій сталі таких дефектів практично не спостерігали (рис. 2).

Отже під час деградації сталі в експлуатаційних умовах в міру зростання кількості зупинок технологічного процесу по наростаючій утворюється що раз більше дефектів, сумірних з розмірами зерен. При цьому за видимого збереження цілісності металу суттєво знижують фактичний робочий переріз елемента конструкції та зростає концентрація напружень в максимально ослабленому його перерізі. Внаслідок цього механічний показник роботоzдатності сталі $\Delta K_{th\,eff}$, який характеризує її опір утомному руйнуванню, стрімко знижується (рис. 4). Гуcтину фасеток міжзеренного руйнування на фоні крізьзеренного втомного рельєфу, як визначальної фрактографічної ознаки деградації металу, вважали за характеристику міри пошкоженості деградованої сталі.

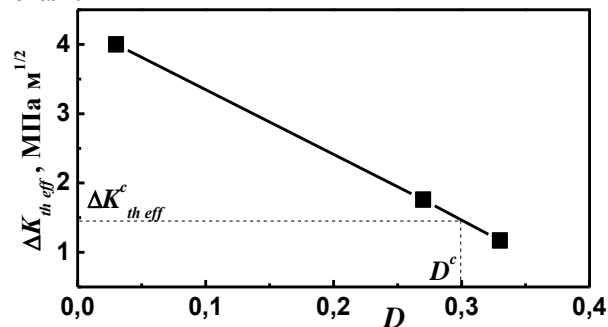


Рис. 4. Зв'язок частки міжзеренного руйнування D з ефективним пороговим рівнем циклічної тріщиностійкості $\Delta K_{th\,eff}$ сталі 15X1M1Φ, експлуатованої на головних парогонях ТЕС впродовж $\sim 2 \cdot 10^5$ год за різної кількості зупинок енергоблоків.

Таким чином попри те, що міра деградації сталей в значній мірі залежить від номінальної тривалості їх експлуатації τ_{op} , прийшли до висновку, що за впливу наводнювального середовища (пара високих параметрів) стан деградованої сталі в значній мірі залежить ще і від кількості зупинок технологічного процесу. Адже в міру зростання їх кількості у наводнювальному середовищі технічний стан теплотривкої сталі однозначно знизився.

Отже, на деградацію металу впливає не лише тривалість експлуатації τ_{op} в наводнювальному середовищі, а ще і кількість зупинок технологічного процесу. Результати кількісного оцінювання інформативної фрактографічної ознаки деградації (за площею міжзеренних пошкоджень D , що припадали на одиницю площі зламу з крізьзеренним втомним рельєфом, на припороговій ділянці втомного росту тріщини, що виникли внаслідок сумісного тривалого впливу робочих напружень, середовища та зупинок технологічного процесу під час експлуатації сталі на парогонях ТЕС, дали змогу побудувати кореляційну залежність між фрактографічним і механічним показниками технічного стану експлуатованої сталі (рис. 4) і описати її рівнянням прямої:

$$D = (\Delta K_{th\,eff} - A) / B \quad (1)$$

де A і B – сталі, які визначають точки перетину залежності $\Delta K_{th\,eff} - D$ з осями абсцис і ординат.

Якщо взяти до уваги обґрунтування критичного рівня деградації за механічним показником роботоzдатності $\Delta K_{th\,eff}$ (зокрема, зроблене за результатами випроб металу, деградованого в контрольованих лабораторних умовах [5, 13], то можна встановити критичний рівень пошкоженості D^c , яка проявляється у вигляді міжзеренних фрагментів зламу, перевищення якого загрожує неконтрольованим руйнуванням елемента конструкції. Таким чином, на основі кількісного оцінювання інформативних фрактографічних ознак деградації металу на зламах можна за отриманою

прямолинійною залежністю $\Delta K_{th\ eff} - D$ діагностувати технічний стан деградованого металу та оцінювати залишкову довговічність реальних елементів, які експлуатуються паралельно з пошкодженням (зокрема на інших вітках парогонів ТЕС). Для цього слід взяти до уваги встановлений раніше зв'язок між механічним показником стану експлуатованого металу ($\Delta K_{th\ eff}$) та технологічним, який враховує номінальну тривалість експлуатації сталі на парогоні та кількість зупинок процесу під час неї [14].

Висновки. На основі порівняння фрактографічних ознак руйнування на ділянці припорогового росту втомної тріщини за випроб на циклічну тріщиностійкість сталі 15Х1М1Ф у вихідному стані та після 20 років експлуатації на парогоних ТЕС з різною кількістю (500 і 576) зупинок технологічного процесу виявили, що фасетки міжзеренного відколу на фоні класичного кризьеренного втомного рельєфу на припороговій ділянці втомного руйнування експлуатованої сталі можна прийняти за діагностичну ознаку її деградації. Частка такого міжзеренного руйнування може слугувати кількісною характеристикою для діагностування технічного стану сталі після її високотемпературної (540°C) експлуатації за впливу наводнювального технологічного середовища (пара під тиском до 24 МПа). Причому на зламах металу, який переніс більшу кількість зупинок, таких ознак деградації більше і вони рельєфніші. Отримали кореляційну залежність між часткою міжзеренного руйнування D та ефективним пороговим рівнем циклічної тріщиностійкості $\Delta K_{th\ eff}$ для сталі, експлуатованої за однакової тривалості експлуатації, але різної кількості зупинок технологічного процесу, яку описали рівнянням прямої. Ця кореляційна залежність пропонується як шлях до оцінювання в першому наближенні технічного стану металу тих елементів парогонів, які експлуатуються паралельно з пошкодженням і для яких відомі кількість зупинок і тривалість експлуатації в технологічному процесі.

Список використаних джерел:

1. Majumdar S. Assessment of current understanding of mechanism of initiation, arrest and reinitiation of stress corrosion cracks in PWR steam generator tubing // NUREG/ CR-5752, ANL, Argonne, 2000. – 112 p.
2. Романів О.М., Зима Ю.В. Електронна фрактографія зміцнених сталей. – К.: Наук. думка, 1974. – 207 с.
3. Масштабные урны деформации и разрушения теплостойких сталей / Марущак П.О., Панин С.В., Студент А.З., Овечкин Б.Б. / Отв. ред. Пичугин В.Ф. – Томск: Из-во нац. исслед. Томского политехн. унив., 2013. – 236 с.
4. Кречковська Г. Оцінювання впливу експлуатації ТЕС в маневровому режимі на роботоздатність металу парогонів / Г. Кречковська, О. Студент // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під ред. В. В. Панасюка. – Львів: ФМІ НАН України, 2009. – С. 947–952.
5. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, Г. В. Кречковська, А. Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – Т. 46 – № 2. – С. 42–54. (Evaluation of the influence of shutdowns of a technological process on changes in the in-service state of the metal of main steam pipelines of thermal power plants / Н. М. Nykyforchyn, О. Z. Student, Н. V. Krechkov's'ka and А. D. Markov // Materials Science. – 2010. – V. 46, № 2. – P. 177–189.
6. Кречковська Г. В. Оцінювання впливу тепловміну у високотемпературному воденьвмісному середовищі на деградацію сталей парогонів ТЕС : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 "Матеріалознавство" / Г. В. Кречковська. – Львів, 2012. – 20 с.
7. Elber W. The significance of fatigue crack closure / Elber W – ASTM STP 486. – 1971. – P. 230–242.
8. Ritchie R. O. Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology / R. O. Ritchie, S. Suresh // Metal. Trans. – 1982. – V. 13, № 5. – P. 937–940.
9. Suresh S. Oxide-induced crack closure: an explanation for near threshold corrosion fatigue crack growth behavior / S. Suresh, G. F. Zamiski, R. O. Ritchie // Metal. Trans. – 1981. – V. 12, № 8. – P. 1435–1443.
10. Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. посібник / Під загальною ред. В.В. Панасюка. Т. 5: Неруйнівний контроль і технічна діагностика – Київ: Наук. думка, 1998. – 1134 с.
11. Назарчук З. Т. Діагностика матеріалів і середовищ / З. Т. Назарчук // Фізико-механічний інститут (До 60-річчя з часу заснування) / Під ред. В.В.Панасюка. – Львів : СПОЛОМ, 2011. – 2011. – 324 с.
12. Технічна діагностика матеріалів і конструкцій. Довідниковий посібник Т. 1: Експлуатаційна деградація конструкційних матеріалів / Є.І. Крижанівський, О.П. Остап, Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, П.В. Ясній / Під заг. ред. З.Т. Назарчука. - Львів: Простір-М, 2016. – 360 с.
13. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling / О.З. Student // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – 34, №4. – С. 45-52. (Accelerated method for hydrogen degradation of structural steel / О.З. Student // Materials Science. – 1998. – 34, 4. – P. 497-507.)
14. СОУ 40.3-0013044-20:2010. Настанова. Оцінювання технічного стану металу прямих ділянок головних парогонів ТЕС. Вплив зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану експлуатованого металу. Типова інструкція. / Кушнір О.В., Харандюк Т.М., Сервіка Я.В., Панасюк В.В., Никифорчин Г.М., Студент О.З., Кречковська Г.В., Марков А.Д., Цирульник О.Т., Свірська Л.М., Онищак Я.Д., Костюк І.Ф. – Львів: ДП «ЛКБ» і ФМІ НАНУ, 2010. – 52 с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК:542.54-061;546.281;54-055

І.В. Кудь, М.А. Васильківська, Л.І. Єременко, Л.С. Лиходід, І.В. Уварова, Н.С. Зяткевич
Інститут проблем матеріалознавства ім.І.М.Францевича НАНУ

ОСОБЛИВОСТІ УТВОРЕННЯ СИЛІЦИДІВ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ ПРИ МЕХАНОСИНТЕЗИ

Вивчено особливості твердофазних реакцій, які мають місце в процесі високоенергетичної механообробки при одержанні нанорозмірних матеріалів на основі дисиліцидів перехідних металів IV–VI груп періодичної системи елементів з урахуванням електронної структури та термодинамічних характеристик компонентів. Показано, що відмінності у механізмах утворення дисиліцидів перехідних металів пов'язані з електронною будовою перехідного металу, хімічною природою тугоплавкої сполуки та величиною екзотермічного ефекту реакції.

Ключові слова: силіциди, механосинтез, механізм утворення

И.В. Кудь, М.А. Васильковская, Л.И. Еременко, Л.С. Лиходед, И.В. Уварова, Н.С. Зяткевич
ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ СИЛИЦИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ МЕХАНОСИНТЕЗЕ

Изучены особенности твердофазных реакций, имеющих место в процессе высокoенергетической механообработки при получении наноразмерных материалов на основе дисилицидов переходных металлов IV–VI групп периодической системы элементов с учетом электронной структуры и термодинамических характеристик компонентов. Показано, что отличия в механизмах образования дисилицидов переходных металлов связаны с электронным строением переходного металла, химической природой тугоплавкого соединения и величиной экзотермического эффекта реакции.

Ключевые слова: силіциди, механосинтез, механізм образования

I. Kud, M. Vasylykivska, L. Ieremenko, L. Lichodid, I. Uvarova, N. Zyatkevich
PECULIARITIES OF FORMATION OF SILICIDES OF TRANSITION METALS AT MECHANOSYNTHESIS

Silicides of transition metals are obtained by direct synthesis via solid-state reactions between elements at high temperatures (1000–1400 C), and it is practically impossible to obtain nanosized powders by this method. However, in some highly exothermic systems, the formation of compounds by way of mechanically initiated reactions (MIR) similarly to ignition synthesis can occur. The mechanosynthesis method is attractive for obtaining nanopowders due to the high exothermicity level of reactions of formation of silicides of the IV–VI groups.

Features of solid-state reactions that occur in the process of high-energy mechanotreatment during preparation of nanosized materials based on disilicides of the IV–VI groups have been studied with regard for the electronic structure and thermodynamic characteristics of their components.

The performed investigation has shown that differences in the mechanisms of formation of disilicides of transition metals are connected with the electronic structure of transition metals, chemical nature of refractory compounds, and exothermic effect of reactions.

Keywords: silicides, mechanosynthesis, mechanism of formation

Екстремальні умови експлуатації багатьох механізмів (високі температури та навантаження в агресивних середовищах) викликають необхідність розробки нових матеріалів з підвищеними властивостями. Особливе місце серед них займають силіциди перехідних металів завдяки сприятливим сполученням фізико-хімічних властивостей. Високі жаро- та термостійкості в окислюваному середовищі в області температур до 1800 °С та низькі значення питомого електроопору дають можливість використовувати їх як нагрівачі, термодатчики, захисні покриття різного функціонального призначення. Найчастіше для розробки жаростійких матеріалів використовуються силіциди молібдену, танталу, хрому, вольфраму та композиційні матеріали на їх основі [1-2].

Традиційно силіциди перехідних металів одержують прямим синтезом шляхом проходження твердофазних реакцій між вихідними елементами при високих температурах (1000-1400 °С). Але одержати таким чином дрібнозернистий і нанодисперсний стан порошків практично неможливо [3]. Останні десятиліття велика кількість наукових праць присвячена дослідженню одержання нанопорошків дисиліцидів перехідних металів методом механосинтезу [4-9].

Механосинтез полягає у високоенергетичній обробці порошкових сумішей, які використовуються для одержання різних сполук і сплавів, в планетарних млинах [9]. Ця обробка приводить до зменшення розмірів кристалітів та акумуляції дефектів частинок порошку, що надає додаткової енергії для всієї реакційної суміші (відповідно межфазної енергії або енергії деформації). Зниження бар'єру активації хімічної реакції та безперервна фрагментація приводять частинки суміші у контакт, що підтримує високо реакційні міжфазні зони та мінімізує залежність

кінетики від швидкості дифузії. Втім, у деяких високоекзотермічних системах може відбуватися спонтанне утворення сполук шляхом механічно-ініційованої самопоширеної реакції (МСР) подібно до синтезу горіння [10]. Завдяки високому рівню екзотермічності реакції утворення силіцидів перехідних металів IV–VI груп [1], метод механосинтезу є особливо привабливим для одержання їх нанопорошків.

Метою дослідження є вивчення особливостей твердофазних реакцій, які мають місце в процесі високоенергетичної механообробки при одержанні нанорозмірних матеріалів на основі дисиліцидів перехідних металів IV–VI груп з урахуванням електронної структури та термодинамічних характеристик компонентів.

Як вихідні компоненти при приготуванні реакційних сумішей для дослідження твердофазної взаємодії кремнію з перехідними металами IV–VI груп Періодичної системи елементів використовували порошки: кремнію марки «КЕР-1А1»; хрому марки «ЕРХБ»; молібдену марки «МПЧ»; вольфраму марки «ВЧДК»; цирконію; титану марки «ПТЕ»; танталу марки «ПА»; ніобію марки «ПНБ» і ванадію.

Реакційні суміші, розраховані на одержання дисиліцидів вищевказаних металів, для досягнення рівномірного розподілу компонентів піддавали змішуванню у планетарному млині «Pulverizette-6» в сталевому барабані зі швидкістю обертання 100 об/хв. протягом 2 год. у реверсному режимі в середовищі етилового спирту. Розмір частинок одержаних порошкових сумішей не перевищував 10 мкм.

Дослідження особливостей одержання дисиліцидів перехідних металів IV–VI груп Періодичної системи елементів проводили в планетарному млині «Pulverizette-6» (у сталевому барабані зі швидкістю обертання 400 об/хв. протягом 2–20 год.) та у високоенергетичному планетарному млині «АІР-0,015» (за швидкості обертання 548 об/хв. із прискоренням 25 g у середовищі аргону). Сталеві барабани та розмелювальні тіла-шари діаметром 10 мм з метою запобігання забрудненню одержаних продуктів матеріалом реактора попередньо піддавали шаржуванню кремнієм. Дослідження проводили, виходячи з енергонапруженості, яку корегували, змінюючи тривалість подрібнення: 90 хв. – у планетарному млині «АІР-0,015»; 2÷20 год. – у млині «Pulverizette-6». Співвідношення маси розмелювальних шарів та маси порошку реакційних сумішей було постійним для обох млинів і складало 10:1. В процесі експерименту постійно здійснювали температурний контроль барабанів: для «АІР-0,015» дискретно вимірювали температуру поверхні, а для «Pulverizette-6» визначали тиск і температуру барабану в процесі механообробки за допомогою системи GТM фірми Fritsch.

Контроль фазових перетворень у процесах високоенергетичної механічної обробки здійснювали методом рентгенівського аналізу. Рентгенівську зйомку проводили на дифрактометрі «ДРОН-3» з використанням фільтрованого кобальтового випромінювання. Точність вимірювання кутів складала $\pm 0,05$ градусів. Розмір кристалітів порошку розраховували за формулою Шеррера.

Дослідження механосинтезу дисиліцидів перехідних металів IV групи за високоенергетичної обробки у планетарних млинах різного типу.

Перехідні метали IV групи належать до гексагональної сингонії просторової групи $R\bar{6}3/mmc-D_{6h}^4$ типу Mg. Характерною їх особливістю є поліморфне перетворення гексагональної структури в кубічну $Im\bar{3}m-O_h^9$ типу α -Fe. При цьому, якщо для Ti і Zr таке перетворення має місце в області температури 900 °С, то для Hf – на 1000 °С вище [3]. Таким чином, можна вважати, що при механосинтезі і твердофазна взаємодія між вихідними компонентами (Me та Si) здійснюється за участі металевих порошків гексагональної структури.

Дані рентгенівського аналізу продуктів високоенергетичної механічної обробки реакційних сумішей Me–Si (Me–Ti, Zr, Hf) у планетарних млинах «АІР-0,015» та «Pulverizette-6» за однакового співвідношення мас порошку та розмелюваних тіл (1:10) представлено на рис. 1–3.

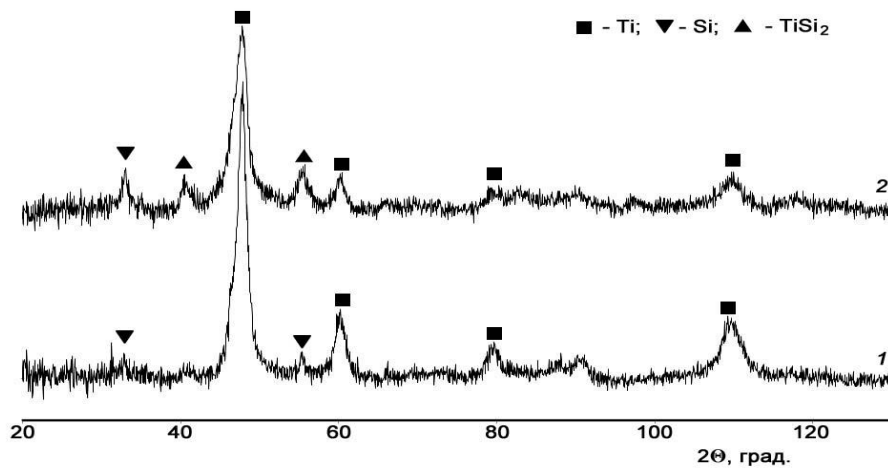


Рис. 1. Дифрактограми продуктів механічної обробки реакційної суміші Ti–Si у планетарних млинах «Pulverizette-6» (1) та «AIP-0,015» (2)

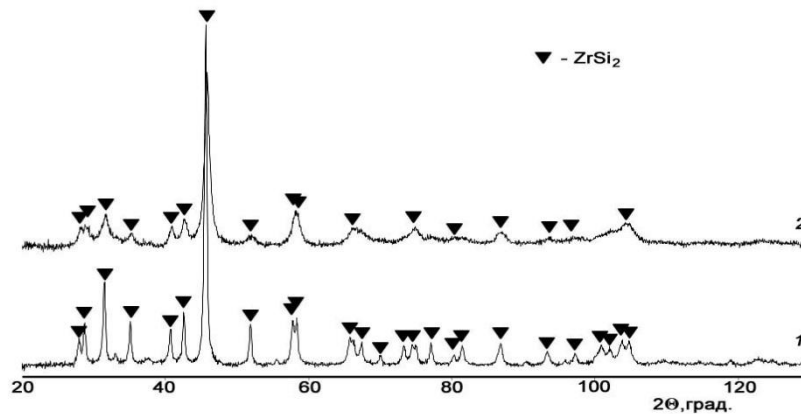


Рис. 2. Дифрактограми продуктів механічної обробки реакційної суміші Zr–Si у планетарних млинах «Pulverizette-6» (1) та «AIP-0,015» (2)

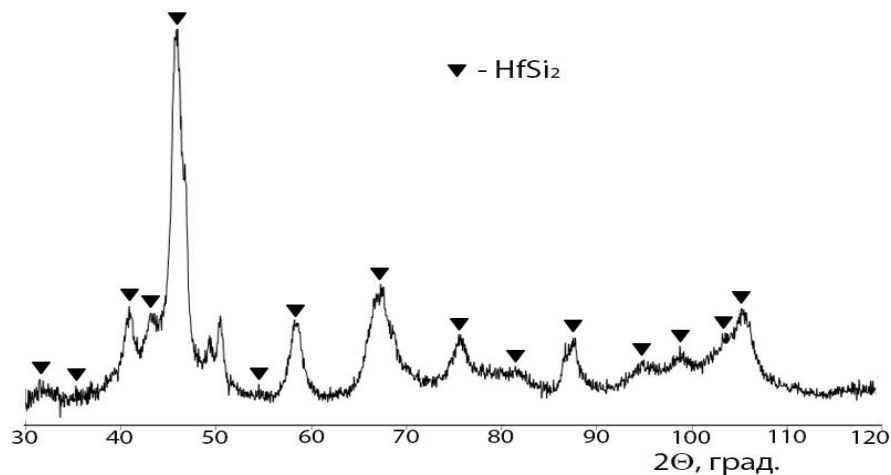
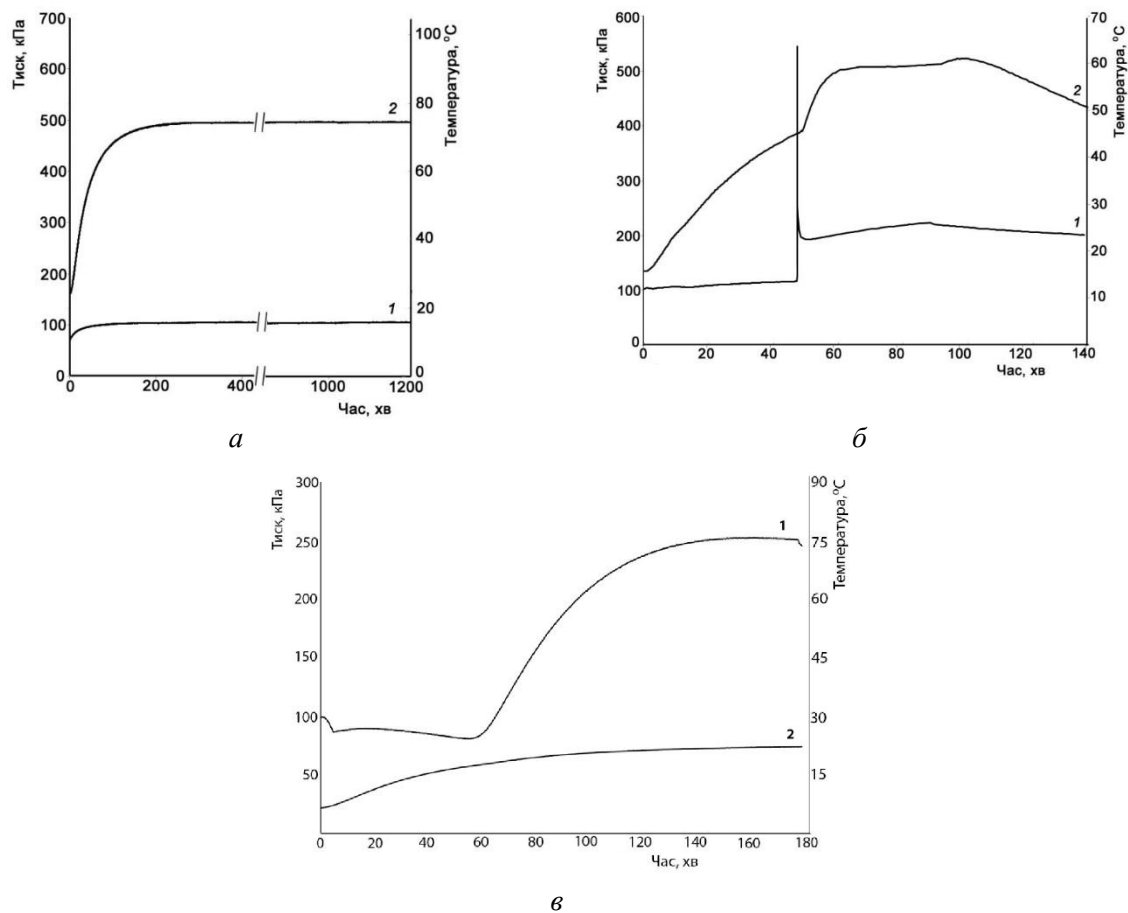


Рис. 3. Дифрактограми продуктів механічної обробки реакційної суміші Hf–Si у планетарному млині «Pulverizette-6»

Аналіз одержаних даних свідчить, що для реакційної суміші Ti–Si за механічної обробки в «Pulverizette-6» (400 об/хв.) протягом 20 год. не помічено різких змін величин тиску та температури у реакційному барабані (рис. 4 а). Згідно з даними рентгенівського аналізу, продуктом обробки є суміш титану (гексагональної модифікації) та кремнію. За високоенергетичної механічної обробки в «AIP-0,015» (548 об/хв.) в імпульсному режимі

протягом 90 хв. продуктом механосинтезу є вихідні компоненти та зародки дисиліциду титану ромбічної структури (рис. 1).



a – суміш Ti–Si; *б* – суміш Zr–Si, *в* – суміш Hf–Si;
1 – тиск; 2 – температура

Рис. 4. Залежність тиску та температури від часу в реакційному барабані при механічній обробці реакційних сумішей Ti–Si, Zr–Si та Hf–Si у планетарному млині «Pulverizette-6»

Зовсім по іншому відбувається твердофазна взаємодія у випадку реакційної суміші Zr–Si. Вже на 50-й хвилині спостерігається різка зміна величин тиску та температури (рис. 4б) у реакційному барабані за механічної обробки в планетарному млині «Pulverizette-6». Рентгенівський аналіз свідчить про утворення дисиліциду цирконію (рис. 2). Відзначається відсутність вихідних компонентів. Механічна обробка у високоенергетичному млині «AIP-0,015» в імпульсному режимі призводить до аналогічного результату – продуктом реакції є гомогенний нанорозмірний порошок дисиліциду цирконію (ОКР – 25÷40 нм).

При механічній обробці суміші Hf–Si в планетарному млині «Pulverizette-6» на 60 хв. обробки тиск поступово підвищується (рис. 4в), що свідчить про початок взаємодії між гафнієм на кремнієм. Після 2 годин механообробки продукт складається з дисиліциду гафнію (рис. 3).

Дослідження механосинтезу дисиліцидів перехідних металів V групи у процесі високоенергетичної обробки у планетарних млинах різного типу.

Всі перехідні метали V групи належать до кубічної сингонії просторової групи $Im\bar{3}m-O_h^9$ типу α -Fe [3]. В результаті прямого синтезу у вакуумі в діапазоні температур 1300–1400 °C [1] утворюються дисиліциди гексагональної сингонії структурного типу $CrSi_2$ просторової групи $R\bar{6}_222-D_{6h}^4$.

Дані рентгенівського аналізу продуктів високоенергетичної механічної обробки реакційних сумішей Me–Si (Me–V, Nb, Ta) у планетарних млинах «AIP-0,015» та «Pulverizette-6» за однакових співвідношень мас порошку та розмелюваних тіл (1:10) представлено на рис. 5-7.

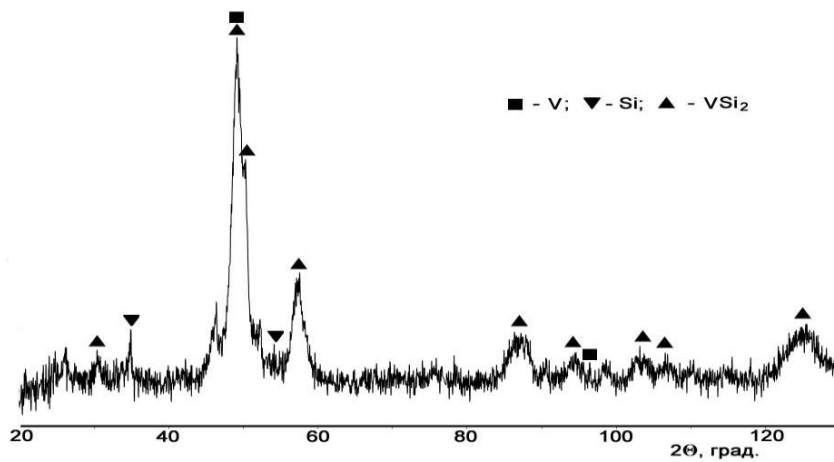


Рис. 5. Дифрактограма продуктів механічної обробки реакційної суміші V–Si у планетарному млині «Pulverizette-6»

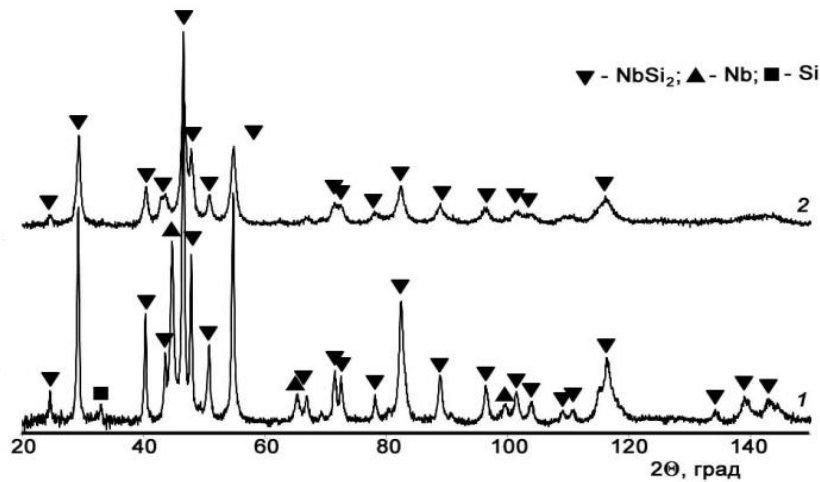


Рис. 6. Дифрактограми продуктів механообробки суміші Nb–Si у планетарних млинах «Pulverizette-6» (1) та «AIP-0,015» (2)

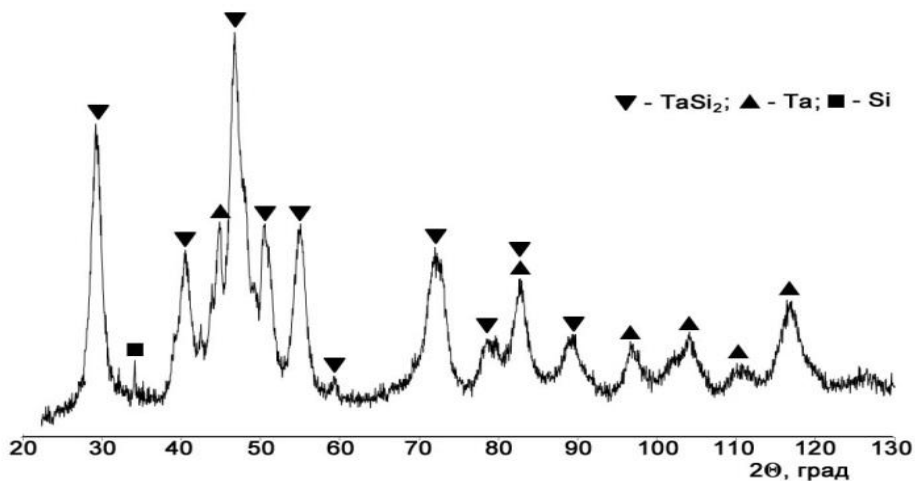
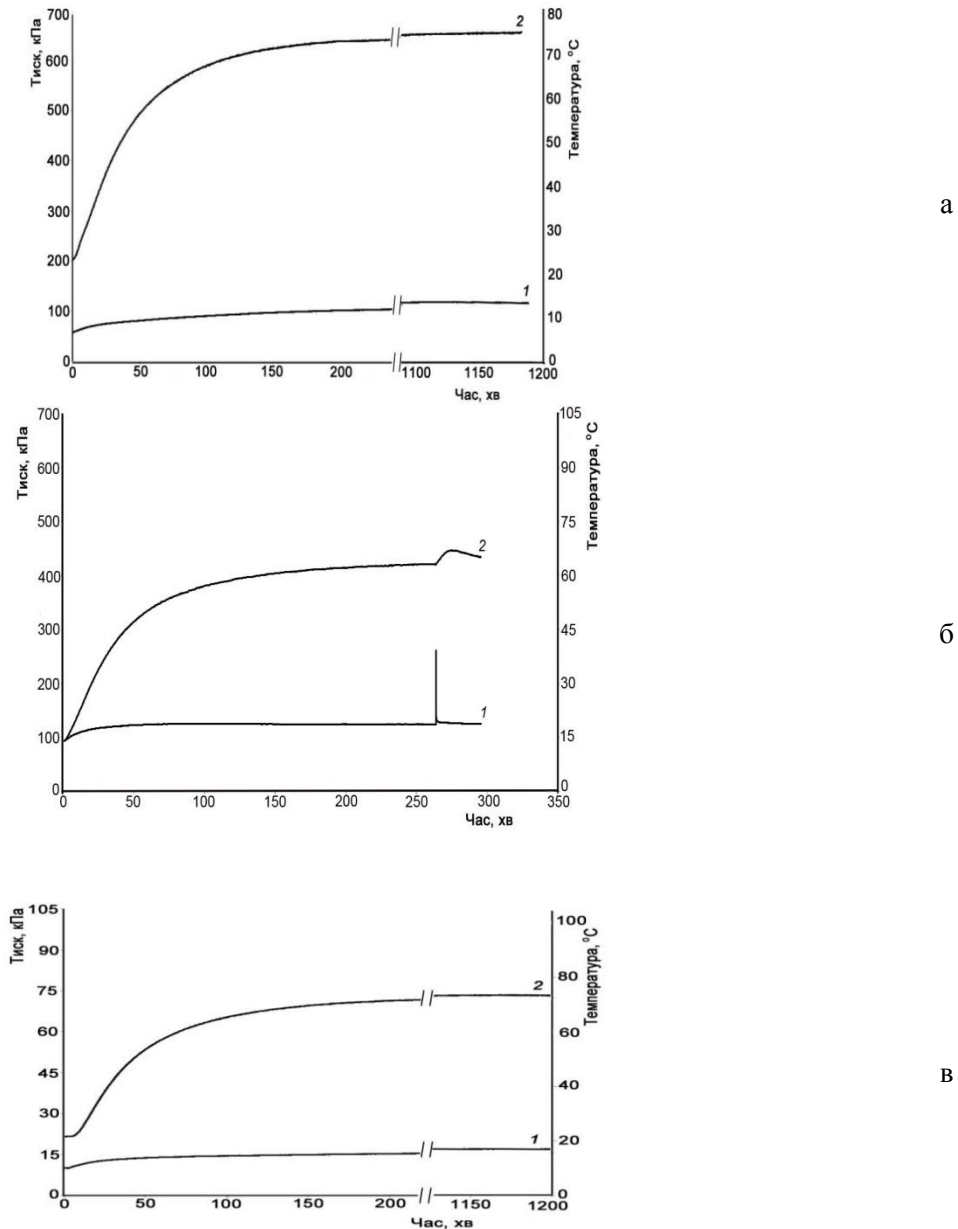


Рис. 7. Дифрактограма продуктів механічної обробки реакційної суміші Ta–Si у планетарному млині «Pulverizette-6»

Аналіз одержаних даних свідчить, що для реакційних сумішей V–Si й Ta–Si за механообробки у «Pulverizette-6» (400 об/хв.) не помічено ніяких різких змін величин тиску та температури в реакційному барабані (рис. 8).



а – суміш V–Si; б – суміш Nb–Si; в – суміш Ta–Si; 1 – тиск; 2 – температура

Рис. 8. Залежність тиску та температури від часу перебування у реакційному барабані за механообробки сумішей у млині «Pulverizette-6»

Однак, згідно з даними рентгенівського аналізу, під час механообробки мала місце твердофазна взаємодія, про що свідчить утворення дисиліцидів (VSi_2 або $TaSi_2$). Крім того, помічено присутність вихідних металів та кремнію. За високоенергетичної ж механообробки в «AIR-0,015» (548 об/хв.) в імпульсному режимі протягом 90 хв. одержано аналогічні результати.

Для суміші Nb–Si під час механообробки в «Pulverizette-6» твердофазна взаємодія носить вибуховий характер, як і у випадку реакційної суміші Zr–Si, про що свідчить різка зміна величин тиску та температури (рис. 8) на 263-й хвилині. Продуктом такої взаємодії є суміш дисиліциду ніобію з вихідними компонентами Nb, Si, інтенсивніша ж механообробка у високоенергетичному млині «AIR-0,015» в імпульсному режимі призводить до одержання гомогенного нанорозмірного порошку дисиліциду ніобію (ОКР – $15 \div 35$ нм).

Дослідження механосинтезу дисиліцидів перехідних металів VI групи у процесі високоенергетичної обробки в планетарних млинах різного типу.

Всі перехідні метали VI групи належать до кубічної сингонії просторової групи $Im\bar{3}m-O_h^9$ типу α -Fe [3]. В результаті прямого синтезу з елементів у вакуумі за температури 1200 °С

утворюється дисиліцид хрому гексагональної сингонії структурного типу CrSi_2 просторової групи $\text{R}\bar{6}_222\text{-D}_{6h}^4$, а за температури 1100°C – дисиліциди молібдену та вольфраму тетрагональної сингонії структурного типу MoSi_2 просторової групи $\text{I4}/\text{mmm}\text{-D}_{4h}^{14}$. Крім того, слід відзначити, що для дисиліциду молібдену має місце поліморфне перетворення тетрагональної модифікації на гексагональну за температури 1850°C [1].

Аналіз одержаних експериментальних даних (фазовий склад продуктів високоенергетичної механообробки сумішей Me-Si (Me-Cr, Mo, W) у млинах «AIP-0,015» та «Pulverizette-6» (рис. 9-11) і характер зміни величин тиску та температури залежно від часу обробки в реакційному барабані (рис. 12)) показав, що твердофазна взаємодія перехідних металів VI групи з кремнієм здійснюється за механізмом, аналогічним до притаманного металам V-ї групи.

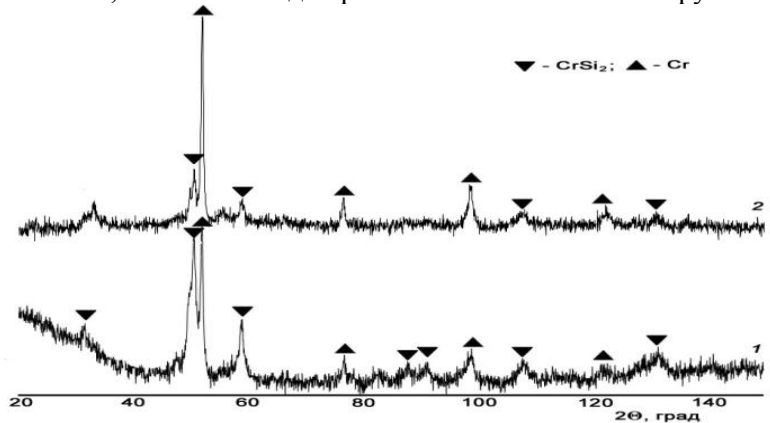


Рис. 9. Дифрактограма продуктів механообробки суміші Cr-Si у планетарних млинах «Pulverizette-6» (1) та «AIP-0,015» (2)

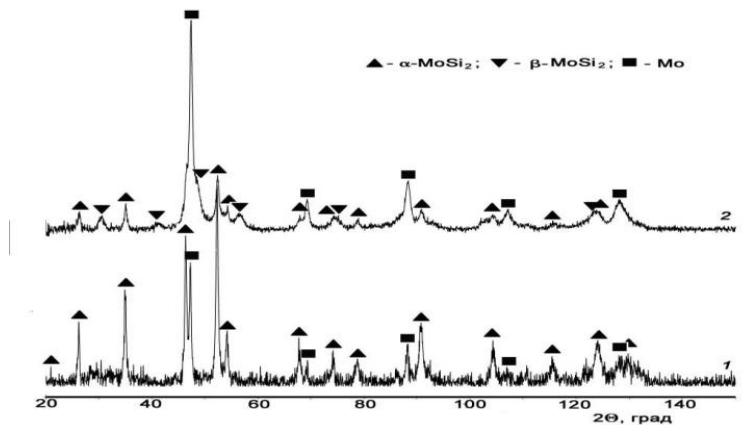


Рис. 10. Дифрактограма продуктів механообробки суміші Mo-Si у планетарних млинах «Pulverizette-6» (1) та «AIP-0,015» (2)

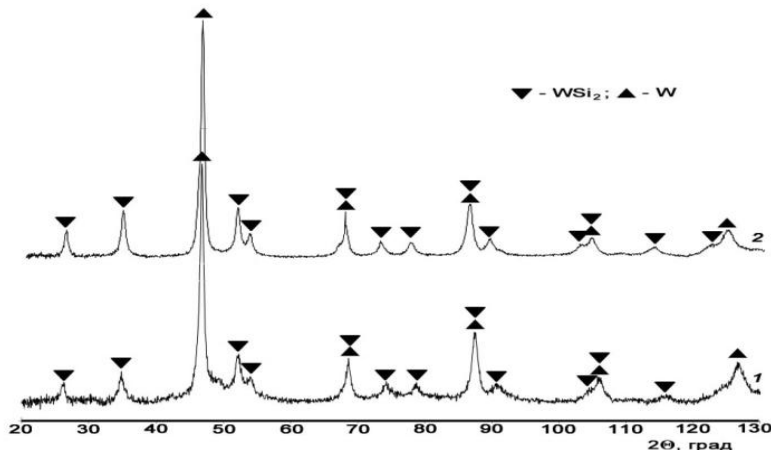
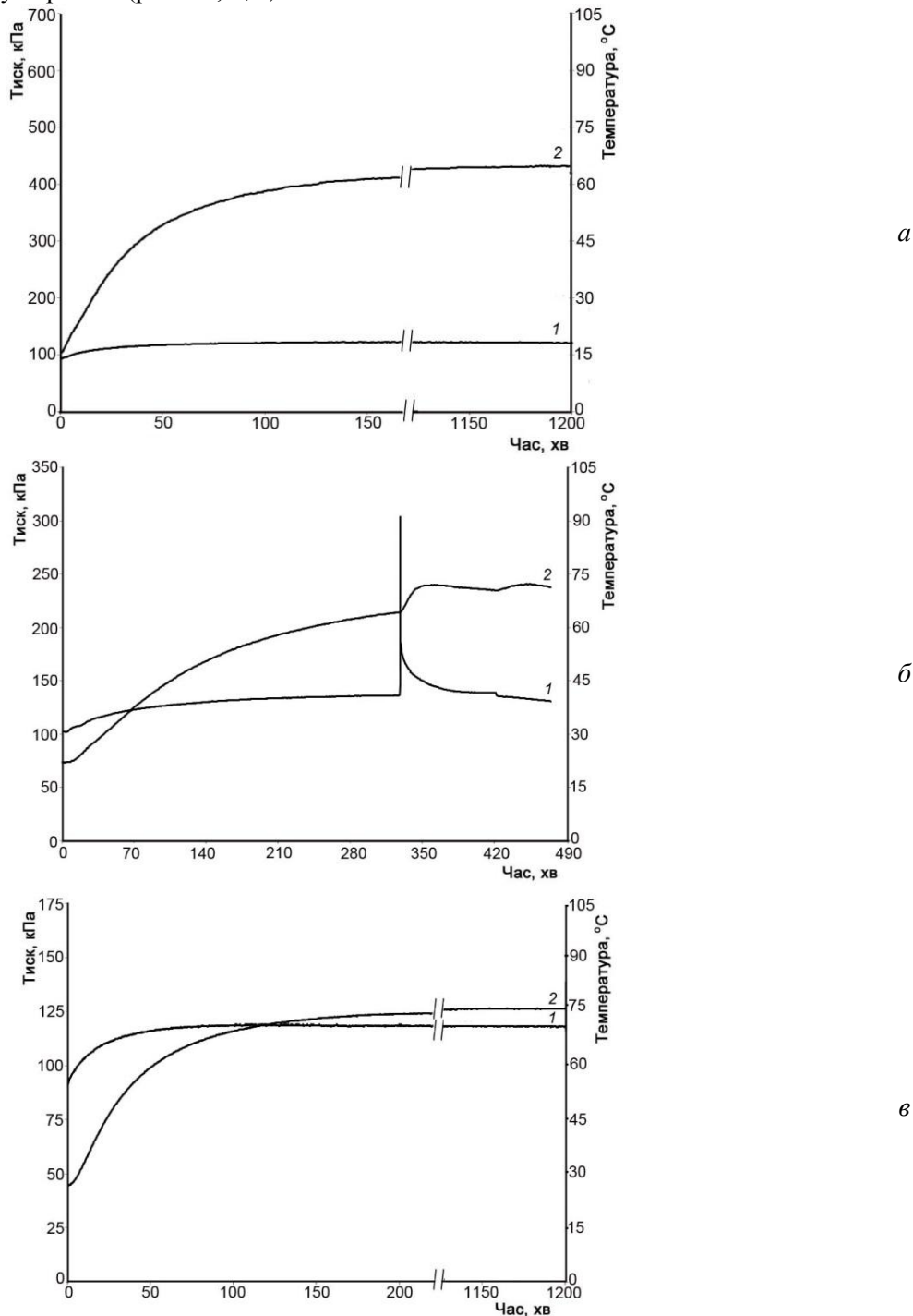


Рис. 11. Дифрактограма продуктів механообробки суміші W-Si у планетарних млинах «Pulverizette-6» (1) та «AIP-0,015» (2)

Згідно з одержаними даними, у випадку реакційної суміші Cr–Si та W–Si протягом 20 год. за механообробки у «Pulverizette-6» (400 об/хв.) не помічено жодних змін тиску та температури у реакційному барабані (рис. 12, а, в).



а – суміш Cr–Si; б– суміш Мо–Si; в– суміш W – Si; 1 – тиск; 2 – температура

Рис. 12. Залежність тиску та температури від часу перебування в реакційному барабані за механообробки сумішей у млині «Pulverizette-6»

За даними рентгенівського аналізу, продуктом механообробки є суміш дисиліцидів хрому або вольфраму та вихідних металів (рис. 9,11). Збільшення енергонапруженості обробки (у високоенергетичному млині «АІР-0,015» за 548 об/хв. в імпульсному режимі протягом 90 хв.) практично не призвело до істотної зміни складу продуктів взаємодії. Співвідношення утворених фаз дисиліцидів і вихідних металів склало ~40:60.

Для реакційної суміші Мо–Si твердофазна взаємодія за механообробки у «Pulverizette-6», судячи з характеру різкої зміни тиску та температури в реакційному барабані на 335-й хвилині

обробки (рис. 12б) здійснюється за механізмом, аналогічним до притаманного системам Zr–Si (рис. 4б) та Nb–Si (рис. 8б). Рентгенівський аналіз свідчить про утворення дисиліциду молібдену, крім того, наявна значна кількість молібдену (рис. 10, крива 1,2).

Твердофазна взаємодія за механообробки в млині «АІР-0,015» в імпульсному режимі протягом 90 хв. супроводжується утворенням дисиліциду молібдену в двох модифікаціях: α -MoSi₂ (тетрагональна з ОКР на рівні 25÷40 нм); β -MoSi₂ (гексагональна, ОКР = 10÷15 нм) (рис. 10, крива 2). Крім того, у продуктах взаємодії наявний молібден.

Проведене дослідження показало, що формування дисиліцидів перехідних металів відбувається за різними механізмами: для систем Zr–Si, Hf–Si, Nb–Si та Mo–Si – за механізмом механічно стимульованої реакції (МСР) в режимі «псевдо-СВС», а для систем Ti–Si, V–Si, Ta–Si, Cr–Si й W–Si – твердофазної дифузії (ТД). Одержані експериментальні дані добре узгоджуються з результатами численних досліджень в області вивчення закономірностей утворення силіцидів перехідних металів у процесі механосинтезу [4-9]. Особливістю утворення дисиліцидів у режимі МСР є дуже короткий термін (практично миттєвий), а для утворених за механізмом ТД – характерна повільна взаємодія протягом тривалої механообробки.

Звертає на себе увагу те, що формування дисиліцидів за механізмом МСР має місце тільки для перехідних металів IV, V і VI груп Періодичної системи елементів, які належать до V періоду незалежно від кристалічної структури вихідного металу (Zr – гексагональна, Nb і Mo – кубічна) та утвореного дисиліциду: ZrSi₂ – ромбічна, NbSi₂ – гексагональна, MoSi₂ – тетрагональна і гексагональна. Можна вважати, що це пов'язано з електронною будовою атомів металів, зміною спектрів валентних електронів та збільшенням стабільності *d*-конфігурацій.

Крім того, слід відзначити різницю в терміні механообробки (індукційний період) до виникнення реакції в режимі «псевдо-СВС». Так, якщо для системи Zr–Si цей термін складає 50 хв., то для систем Nb–Si та Mo–Si – 270 та 335 хв. відповідно – що можна пояснити різницею у твердості металів ($HV_{Zr} = 952$, $HV_{Nb} = 1280$, $HV_{Mo} = 1900$ МПа [1]), яка призводить до різного ступеню подрібнення. Це дозволяє припустити, що одним з основних чинників визначення механізму твердофазної взаємодії є електронна будова перехідного металу, яка й визначає весь спектр відповідних властивостей.

Виявлену різницю в механізмах утворення дисиліцидів перехідних металів можна пов'язати з екзотермічністю відповідних реакцій. Згідно з проведеними низкою авторів дослідженнями [4, 7, 8] механосинтезу дисиліцидів перехідних металів, утворення дисиліцидів за механізмом МСР подібне до синтезу горіння. Єдиною реакцією, яка відповідає за саморозповсюдження фронту в зоні хвилі горіння, є $Me + 2Si = MeSi_2$. Всі фазові перетворення проходять одночасно з основною хімічною реакцією менш як за 1 секунду. Температура горіння близька до адіабатичної, а проміжні фази у продуктах реакції відсутні. Існує граничне значення адіабатичної температури ($T_{ад} = 1800$ К), нижче від якого утворення силіцидів проходить за механізмом твердофазної дифузії [4].

Часто замість адіабатичної температури використовують спрощену формулу $\Delta H_{298}/\Delta C_{298}$ (ΔH_{298} – теплота реакції, ΔC_{298} – питома теплоємність її продукту), яка добре корелює з теоретично розрахованою адіабатичною температурою [8]. Розраховані нами значення $T_{ад}$ представлено у таблиці. Одержані експериментальні дані добре узгоджуються з наведеними розрахунками у частині, що стосується механізмів утворення дисиліцидів перехідних металів (за винятком титану).

Таблиця 1

Механізми утворення дисиліцидів перехідних металів

Сполука	TiSi ₂	ZrSi ₂	HfSi ₂	VSi ₂	NbSi ₂	TaSi ₂	CrSi ₂	MoSi ₂	WSi ₂
$\Delta H_{298}/\Delta C_{298}$, К	2190	2327	3396	1796	1943	1790	1572	1886	1458
Тип реакції	МСР	МСР	МСР	ТД	МСР	ТД	ТД	МСР	ТД

Висновки.

1. Вивчено особливості синтезу дисиліцидів перехідних металів IV-VI груп періодичної системи елементів при механосинтезі.

2. Показано, що формування вказаних дисиліцидів відбувається за різними механізмами: для систем Zr-Si, Nb-Si, Hf-Si, Mo-Si - за механізмом МСР, а для систем Ti-Si, V-Si, Ta-Si, Cr-Si, W-Si - за механізмом твердофазної дифузії.
3. Механізм МСР притаманий для перехідних металів, які належать до V періоду, незалежно від кристалічної структури вихідного металу та структури утвореного силіциду.
4. Запропонована відмінність у механізмах утворення дисиліцидів перехідних металів пов'язана з електронною будовою перехідного металу, хімічною природою тугоплавкої сполуки та величиною екзотермічного ефекту реакції.

Список використаних джерел:

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений, справ.изд.подред.Косолаповой Т.Я. – М., Металлургия, 1986. –928 с.
2. Мьюрарка Ш. Силициды для СБИС. – М.: Мир, 1986.– 176с.
3. Самсонов Г. В. Силициды / Г. В. Самсонов, Л. А. Дворина, Б. М. Рудь. – М.: Металлургия, 1979. – 272 с.
4. Yen B. K. Self-Propagating Exothermic Reactions Between Silicon and Transition Metals of Groups IVA–VIA Induced by Mechanical Alloying // J. Appl. Phys.–2001. – Vol. 89, No. 2. – P. 1477–1483.
5. Yen B. K. X-ray Diffraction Study of Solid-State Formation of Metastable MoSi₂ and TiSi₂ During Mechanical Alloying / B. K. Yen // J. Appl. Phys.– 1997.– Vol. 81, No. 10. – P. 7061–7063.
6. Yen B. K. Reaction Synthesis of Refractory Disilicides by Mechanical Alloying and Shock Reactive Synthesis Techniques / B. K. Yen, T. Aizawa, J. Kihara, N. Sakakibara // Mater. Sci. Eng. –A. – Dec. 1997. – Vol. 239–240. – P. 515–521.
7. Maglia F. Combustion Synthesis of Mechanically Activated Powders in the Ta–Si System / F. Maglia, C. Milanese, U. Anselmi-Tamburini et al.// J. of Alloys and Compounds. – 2004. – Vol. 385, No. 1–2. – P. 269–275.
8. Maglia F. Combustion Synthesis of Mechanically Activated Powders in the Ti–Si System / F. Maglia, U. Anselmi-Tamburini, G. Cocco et al. // J. Mater. Res. – Apr. 2001. – Vol. 16, No.4. – P. 1074–1082.
9. Trapp J. Solid-State Reactions During High-Energy Milling of Mixed Powders / J. Trapp and B. Kieback // Acta Mater. – Jan. 2013. – Vol. 61, No. 1. – P. 310–320.
10. Ляхов Р.З., Талако Т.Ф., Григорьева Т.Ф. Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся синтезе – Новосибирск: Параллель, 2008. – 2008 – 168с.

Рецензенти:

Перекоп Анатолій Емельянович, ст.научн.сотр. Інститута Металлофізики НАНУ, канд.физ.-мат. наук, ст.научн.сотр.

Подчерняева Ирина Александрова, ведучий научний співробітник Інститута проблем матеріалознавства НАНУ, доктор техн.наук, професор.

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017

УДК 261.762.4.04:669.246:620.172:620.183:620.184.6

А.В. Лаптев, А.И. Толочин, Я.И. Евич, И.Ю. Окунь, А.Н. Мысливченко
Институт проблем материаловедения им. И. М. Францевича НАН Украины
КОМПОЗИТ X20H80–32,5% TiC, ПОЛУЧЕННЫЙ ИЗ ПОРОШКОВ МЕТОДОМ
УДАРНОГО СПЕКАНИЯ

Проведено исследование процесса уплотнения, структуры и механических свойств композита X20H80–32,5 мас. % TiC, полученного из смеси порошков методами ударного и свободного спекания в вакууме при разных температурах. Ударное спекание брикетов проведено при температурах 1100, 1160 и 1220 °C с изотермической выдержкой 20 и 45 мин перед спеканием. Свободное спекание выполнено при температурах 1160, 1220 и 1280 °C с выдержкой 60 мин. Установлено, что метод ударного уплотнения обеспечивает получение плотных образцов как при низкой, так и при высокой температурах. При свободном спекании высокая плотность достигается при 1280 °C. Образцы, полученные ударными свободным спеканием, имеют соответственно прочность при изгибе 1580 и 780 МПа, предел текучести при сжатии 2020 и 1660 МПа, твердость по Виккерсу 6140 и 5540 МПа, трещиностойкость 13,3 и 13,9 МПа·м^{1/2}.

Ключевые слова: композит X20H80–TiC, ударное спекание, плотность, свойства, структура.

А.В. Лаптев, О.І. Толочин, Я.І. Євич, І.Ю. Окунь, О.М. Мисливченко
Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
КОМПОЗИТ X20H80–32,5% TiC, ОТРИМАНИЙ ІЗ ПОРОШКІВ МЕТОДОМ УДАРНОГО
СПІКАННЯ

Проведено дослідження процесу ущільнення, структури та механічних властивостей композиту X20H80–32,5 мас. % TiC, отриманого з суміші порошків методами ударного та вільного спікання в вакуумі при різних температурах. Ударне спікання брикетів проведено при температурах 1100, 1160 і 1220 °C з ізотермічною витримкою 20 та 45 хв. перед спіканням. Вільне спікання виконано при температурах 1160, 1220 і 1280 °C з витримкою 60 хв. Встановлено, що метод ударного ущільнення забезпечує отримання щільних зразків, як при низькій, так і при високій температурах. При вільному спіканні висока щільність досягається при 1280 °C. Зразки отримані ударним та вільним спіканням, мають відповідно міцність на вигин 1580 та 780 МПа, межу текучості при стиску 2020 та 1660 МПа, твердість по Віккерсу 6140 та 5540 МПа, тріщиностійкість 13,3 та 13,9 МПа·м^{1/2}.

Ключові слова: композит X20H80–TiC, ударне спікання, густина, властивості, структура.

A.V. Laptiev, O.I. Tolochyn, Ya.I. Yevych, I.Yu. Ocun, O.M. Myslyvchenko
Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NASU
THE Cr20Ni80–32,5% TiC COMPOSITE OBTAINED FROM POWDERS BY IMPACT
SINTERING

The study of consolidation process, structure and mechanical properties of the Cr20Ni80–32,5 mass. % TiC composite obtained from powders by impact sintering and conventional sintering in vacuum methods at different temperatures is conducted. The impact sintering of briquettes is carried out at the temperatures of 1100, 1160 and 1220 °C with isothermal holding of 20 and 45 min before a sintering. The conventional sintering is executed at the temperatures of 1160, 1220 and 1280 °C with holding of 60 min. It is established that the impact sintering method provides the dense specimens, 7.2 g/cm³, both at low and at high temperatures. The high density, 7.1 g/cm³, are reached by the conventional sintering method at the 1280 °C. Mechanical properties change when increase sintering temperature of specimens. The maximal transverse rupture strength, 1480–1580 MPa, have the specimens obtained by impact sintering at 1160 °C, and the strength of 780 MPa have the specimens obtained by conventional sintering at 1280 °C. The maximal fracture toughness values are obtained at the largest consolidation temperatures and are equal 13,3 and 13,9 МПа·м^{1/2} for impact and conventional sintering respectively. The maximal compression yield strength of 2020 MPa and the Vickers hardness of 6140 MPa have the specimens obtained by impact sintering at the lowest temperature. When using a conventional sintering of specimens the greatest yield strength 1660 MPa and Vickers hardness 5540 MPa turn out at the temperature, maximal from the chosen range.

Keywords: Cr20Ni80–TiC composite, impact sintering, density, properties, structure.

Введение. Никель-хромовый сплав X20H80 (нихром) является жаростойким материалом и поэтому он используется главным образом для спиралей нагревательных элементов. Однако основным недостатком нихрома является низкая жаропрочность при температуре больше 800 °C. Известно, что прочность нихрома при температуре 1000 °C уменьшается в 20 раз по сравнению с прочностью при комнатной температуре, равной 700 МПа [1]. В связи с этим для повышения жаропрочности нихрома прибегают к различным способам его упрочнения. Одним из эффективных способов повышения жаропрочности нихрома является упрочнение его тугоплавкими дисперсными частицами, например, оксидом тория. Такой материал, обозначенный как ТД-нихром (98% нихром + 2% ThO₂), имеет прочность 130–140 МПа при 1000 °C [2], что в четыре раза выше прочности при данной температуре чистого нихрома X20H80. Существует так

называемое дисперсионное упрочнение, то есть упрочнение за счет выделения при определенной термообработке интерметаллидной фазы γ' [$\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$]. Для обеспечения этого процесса в сплав Х20Н80 добавляют всего 3 % (за счет никеля) титана и алюминия и получают известный жаропрочный сплав ХН77ТЮ (ЭИ437А), который используется в качестве дисков газовых турбин [3]. Для повышения высокотемпературной прочности никель-хромового сплава прибегают также к упрочнению его карбидными фазами типа, Me_6C , Me_{23}C_6 , MeC или к комбинированному упрочнению интерметаллидными и карбидными фазами. Примером жаропрочного сплава с карбидным упрочнением является никель-хромовый сплав с высоким содержанием вольфрама ХН60ВТ (ЭИ868), который работает длительное время при температурах 900–1000 °С. В данном сплаве (ЭИ868) карбидное упрочнение появляется в результате термообработки. Однако выделение карбидов из твердого раствора при охлаждении зачастую приводит к формированию карбидных частиц с неоптимальным составом, формой и распределением [4]. Поэтому предпринимаются попытки упрочнения жаропрочных сплавов готовыми карбидными частицами по аналогии с упрочнением оксидными частицами [5, 6]. В частности, в работе [5] литейный жаропрочный сплав ЖС6У упрочняют частицами карбида титана и карбида тантала. Кроме того, были проведены исследования по упрочнению сплава ЖС6К частицам нитрида циркония [7]. Повышение жаропрочности достигается также за счет увеличения объемного содержания интерметаллидных и карбидных фаз.

Основное или наибольшее применение жаропрочные сплавы нашли при изготовлении различных деталей газотурбинных двигателей. Однако не менее важным является применение жаропрочных материалов в качестве штампов для изотермической штамповки, при которой штамп разогревается до температуры, равной температуре деформации заготовки. Это позволяет во многих случаях реализовать явление сверхпластичности и существенно (на порядок) снизить давление деформации заготовки. Главной особенностью жаропрочных сплавов, предназначенных для изотермической штамповки, является необходимость обеспечения наиболее высокого уровня жаропрочности, поскольку эти сплавы должны при высокой температуре деформировать другие жаропрочные сплавы. Одними из лучших материалов, отвечающими этой особенности, являются отечественные сплавы ЖС6К, ЖС6У и зарубежные сплавы Инконель 100 и MAR-M-200 [8]. Тем не менее, проводятся разработки по созданию более прочных при высокой температуре материалов [5–7]. Предпринимались также попытки использовать в качестве штампов для изотермической штамповки и твердые сплавы [8], но из-за повышенной их хрупкости исследования были прекращены. Поскольку твердые сплавы характеризуются высоким содержанием твердых частиц и повышенной хрупкостью, а дисперсно-упрочненные жаропрочные материалы имеют низкое содержание твердых частиц и, следовательно, пониженную твердость, то интерес вызывают композиционные материалы с приблизительно одинаковым содержанием жаростойкой матрицы и жаропрочных и твердых частиц, то есть материалы с промежуточными значениями твердости и пластичности. Поэтому целью данной работы было исследование уплотнения, структуры и свойств композита на основе жаростойкого нихрома Х20Н80 и твердых частиц карбида титана TiC (при их объемном содержании 45 %), полученного методом ударного уплотнения (спекания) в вакууме при различных температурах. Интерес к этому исследованию обусловлен еще двумя обстоятельствами. Во-первых, совсем недавно была изучена структура и свойства образцов из одного нихрома [9] и была показана эффективность такого метода. И, во-вторых, нихром может быть использован как связка для безвольфрамовых твердых сплавов на основе карбида титана.

Методика эксперимента. В качестве исходных материалов были использованы стандартные порошки. Порошок нихрома Х20Н80 произведен в НПО «Тулачермет» и имеет средний размер частиц 25 мкм, хотя встречаются агломераты размером 100–150 мкм, состоящие из более мелких частиц, рис. 1 а. Содержание кислорода в порошке 0,09 мас. %. Порошок карбида титана классификации «ч» изготовлен на Донецком заводе химреактивов и является достаточно мелкозернистым с размером частиц 1–3 мкм, рис 1 б. Количество общего углерода в данном порошке соответствует значению 19,5 мас. %, а количество кислорода – 1,54 мас. %. Перед подготовкой смеси из указанных порошков был определен их фазовый состав. Рентгенограммы данных порошков показаны на рис. 2, из которых следует вывод об отсутствии в порошках посторонних фаз.

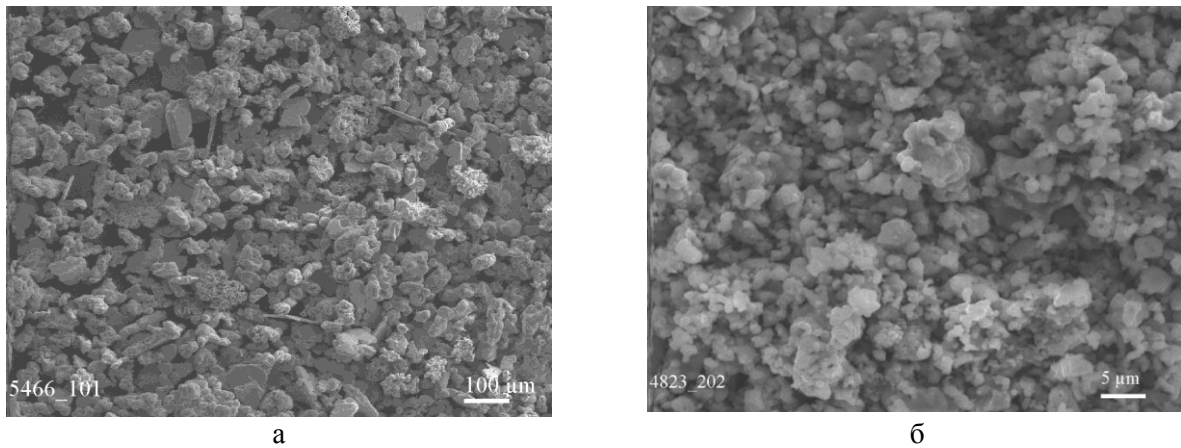


Рис. 1. Исходные порошки нихрома X20H80 (а) и карбида титана TiC (б)

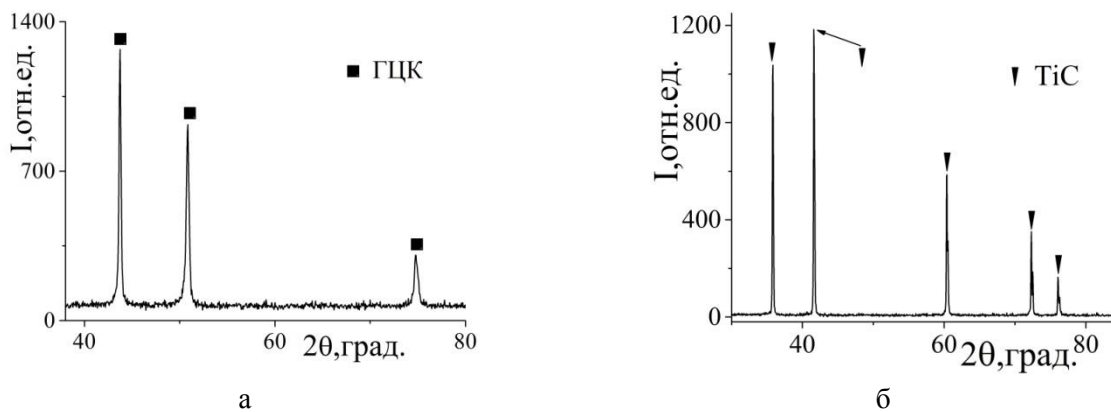


Рис. 2. Рентгенограмма порошков нихрома (а) и карбида титана (б)

Для подготовки порошковой смеси был выбран состав, соответствующий композиту с объемным содержанием карбида титана 45 % или 32,5 мас. %. Такой состав композита может быть эффективен для использования в качестве материала для изотермической штамповки на воздухе, где требуются высокие уровни окалинстойкости и жаропрочности. Смешение и размол порошков X20H80 и TiC проводили в шаровом барабане в среде бензина при соотношении массы шаров к массе порошка 12:1 в течение 72 часов. Скорость вращения барабана составляла 75 об/мин. В результате размола получена смесь (№71), вид которой представлен на рис. 2.

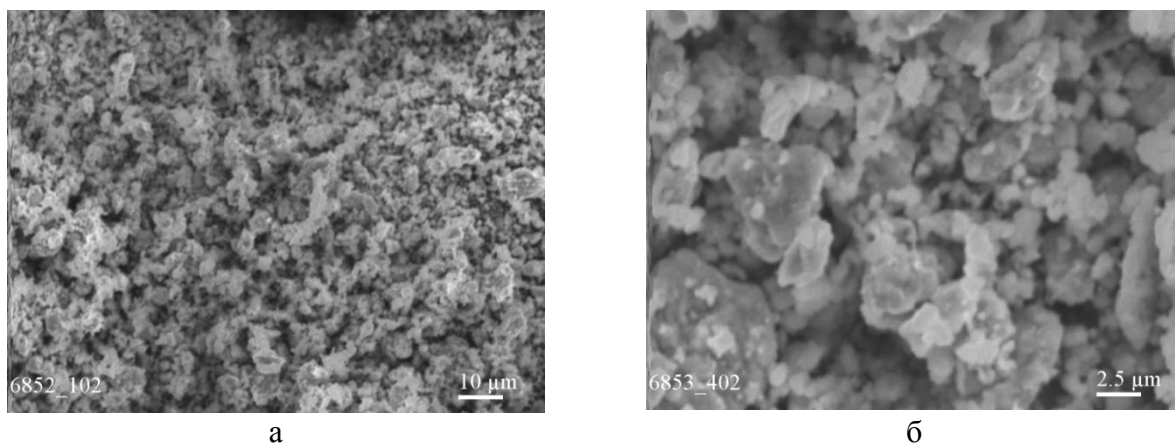


Рис. 2. Исходная смесь порошков нихрома X20H80 и карбида титана TiC (32,5 мас. %) после смешивания в шаровом барабане

Анализ фазового состава полученной порошковой смеси, рис. 3, показал наличие третьей фазы, а именно, небольшого количества (до 5 мас. %) карбида вольфрама WC, который появился в результате намола материала шаров, состоящих в основном из карбида вольфрама. После размол-смешения смесь порошков нихрома и карбида титана прессовали на гидравлическом прессе "П-

50° при комнатной температуре и давлении 300 МПа. При этом заготовки диаметром 25 мм и высотой 15 мм имели пористость около 35 %. Полученные заготовки загружали в вакуумную камеру экспериментальной установки ударного типа и проводили их нагрев до заданной температуры со скоростью 20°С/мин. При этом вакуум поддерживали на уровне 10^{-2} Па. Нагретую до заданной температуры заготовку выдерживали некоторое время и затем перемещали в рабочую зону, где происходило ее уплотнение при помощи удара с энергией около 9 кДж и скоростью деформирования приблизительно 7 м/с. Ударное уплотнение проводили при температурах 1100, 1160 и 1220 °С. При этом применяли две по длительности изотермические выдержки перед ударом – 20 и 45 мин. Кроме того, проводили свободное спекание заготовок в вакууме при температурах 1160, 1220 и 1280 °С с изотермической выдержкой 60 мин. Интерес представляли также образцы, полученные ударным уплотнением при самой низкой температуре (1100 °С) и допеченные в течение 20 мин при высокой температуре (1280 °С).

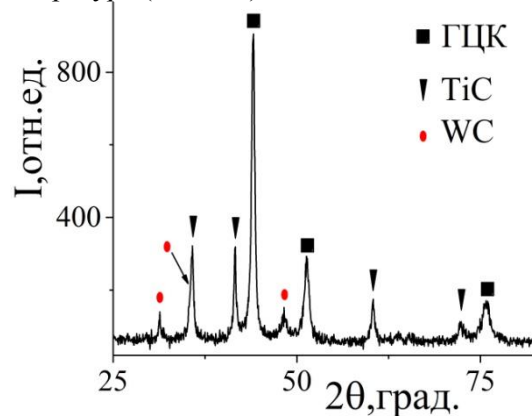


Рис. 3. Рентгенограмма смеси порошков нихрома и карбида титана после смешения-размола в шаровом барабане в течение 72 часов

После уплотнения ударным и свободным спеканием образцы имели форму дисков с размерами 25–27 мм в диаметре и высотой 9–11 мм, которые разрезали электроискровым способом на прямоугольные штабики для проведения различных механических испытаний. Перед испытаниями штабики подвергали шлифованию, после которого на них измерялась плотность и удельное электросопротивление. Плотность определяли методом гидростатического взвешивания, а удельное электросопротивление рассчитывали путем сравнения падения напряжения на исследуемом образце и эталонном сопротивлении. После этих измерений образцы испытывали на трехточечный изгиб (4×4×25 мм), трещиностойкость (4×2×25 мм) и сжатие (4×4×8 мм). Кроме того, на половинках разрушенных при изгибе образцов измеряли твердость по Виккерсу при нагрузке 300 Н. Для оценки трещиностойкости в образцах делали надрез проволокой диаметром 0,1 мм (электроискровым методом) на глубину 1,5 мм. Испытания проводили на испытательных машинах “Сeramtest System” и “UTM-100”, а твердость измеряли на универсальном твердомере 2137 ТУ. Структурные исследования проводили на полированной поверхности и на поверхности разрушения образцов, применяя сканирующий электронный микроскоп “JEOL Superprobe-733”.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Уплотнение смеси порошков X20H80+32,5 мас. % TiC под действием удара показало, что во всем диапазоне температур консолидации плотность образцов составляет 7,16–7,20 г/см³, рис. 4 а. В случае получения образцов методом свободного спекания их плотность резко увеличивается с ростом температуры и достигает достаточно высокого значения, равного 7,12 г/см³, при температуре спекания 1280 °С. При этом заслуживает внимания и тот факт, что интенсивное уплотнение при свободном спекании наблюдается также и при температуре 1220 °С, где образцы имеют плотность 6,87 г/см³, меньшую от плотности ударно уплотненных образцов всего на 4,3 %. Этот результат свидетельствует об активном спекании в системе X20H80–TiC в отличие от свободного спекания чистого нихрома, где спекание при 1340°С (20 мин) приводит к пористости 31,7 % [9]. Следует также отметить более высокий уровень плотности полученных образцов по сравнению с теоретической аддитивной плотностью заданного композита, равной 6,9 г/см³. Это несоответствие может быть связано с некоторым изменением состава порошковой смеси за счет намола карбида вольфрама, обладающего высокой плотностью.

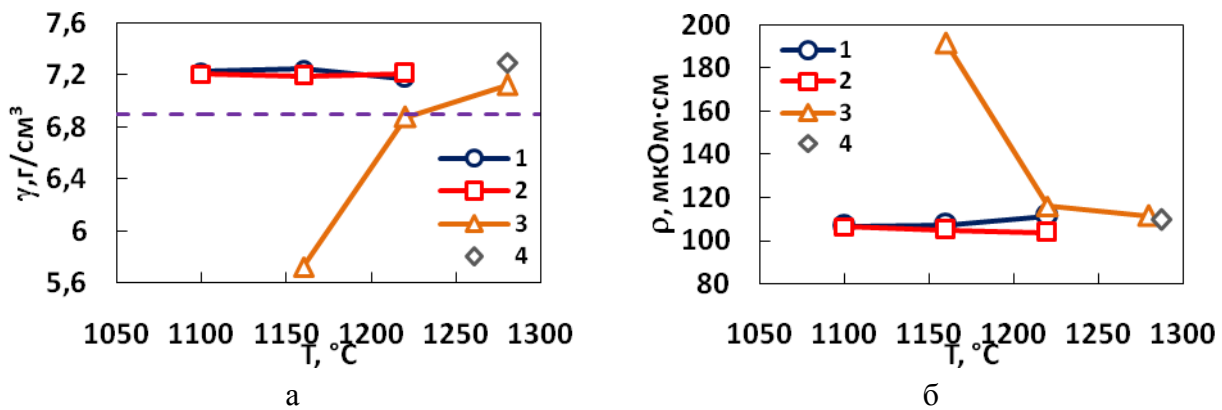


Рис. 4. Зависимости плотности (а) и удельно электросопротивления (б) образцов композита X20H80–32,5% TiC от температуры и способа уплотнения: 1 – ударное спекание с изотермической выдержкой перед спеканием 20 мин, 2 – ударное спекание с изотермической выдержкой перед спеканием 45 мин, 3 – свободное спекание в течение 60 мин, 4 – ударное уплотнение при 1100°C+допекание при 1280 °C в течение 20 мин

Достижение высокой плотности на образцах, полученных под действием удара при относительно низкой температуре, подтверждает эффективность данного метода. Однако высокая плотность образцов еще не означает наличие высокого качества границ между частицами. Предварительная оценка степени межчастичного взаимодействия может быть получена при помощикосвенной характеристики, а именно, по величине удельного электросопротивления образцов. Результаты измерения этой характеристики, рис. 4 б, показали, что образцы, полученные ударным уплотнением в вакууме, как при низкой, так и при высокой температурах, имеют практически одинаковый уровень электросопротивления, 105–107 мкОм·см. Влияние длительности изотермической выдержки на электросопротивление также незначительно, если не указать на небольшое повышение электросопротивления до значения 111 мкОм·см на образцах с меньшей изотермической выдержкой и спрессованных при температуре 1260 °C. Существенное изменение электросопротивления (уменьшение со 181 до 111 мкОм·см.) с увеличением температуры спекания наблюдается на свободно спеченных образцах. Однако это изменение обусловлено в большей степени уменьшением пористости образцов, чем улучшением качества межчастичного взаимодействия. Полученная величина удельного электросопротивления композита в данном случае вызывает интерес в связи с тем, что она совпадает с величиной удельного электросопротивления чистого нихрома, 100–112 мкОм·см [1]. Учитывая то, что удельное электросопротивление карбида титана почти вдвое меньше электросопротивления нихрома и то, что объемное содержание карбида титана почти равно объемному содержанию нихрома, удельное электросопротивление композита должно быть более низким. В частности, расчет по нескольким формулам расчета электропроводности гетерофазных систем, представленным в работе [10], приводит к значению электросопротивления 83–84 мкОм·см.

Не останавливаясь на более детальном анализе этого факта и учитывая то, что величина удельного электросопротивления не является достаточным критерием для оценки качества межчастичных границ, рассмотрим уровень достигнутых механических свойств образцов, полученных при разных температурах и разными способами. Особый интерес вызывает прочность образцов композита, полученного при низкой температуре, где наблюдается одинаковый с «высокотемпературными» образцами уровень плотности и удельного электросопротивления. При этом важно напомнить, что прочность порошкового нихрома, спеченного под действием удара при температуре 1100 С, была даже несколько выше прочности обычного нихрома [9]. Результаты испытания различных образцов на трехточечный изгиб и трещиностойкость показаны на рис. 5.

Представленные результаты испытания образцов на изгиб, рис. 5 а, показали, что их прочность существенно зависит от температуры спекания и от способа спекания. Наиболее высокие значения прочности при изгибе, 1580 МПа (среднее из трех значений), получают на образцах, спеченных под действием удара при температуре 1160 °C. Увеличение перед ударным уплотнением изотермической выдержки с 20 до 45 мин приводит к снижению прочности при изгибе до 1482 МПа. А образцы после свободного спекания при температуре 1280°C, имеющие практически одинаковую плотность и электросопротивление с образцами, полученными ударным спеканием при более низкой температуре, показали вдвое меньшую прочность при изгибе,

781 МПа. Несколько другая ситуация наблюдается при испытании образцов на трещиностойкость, рис. 5 б. В данном случае увеличение изотермической выдержки перед ударным спеканием приводит к увеличению трещиностойкости образцов. При этом наибольшее значение трещиностойкости, $13,3 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, получается на образцах, полученных ударным спеканием при температуре $1220 \text{ }^\circ\text{C}$.

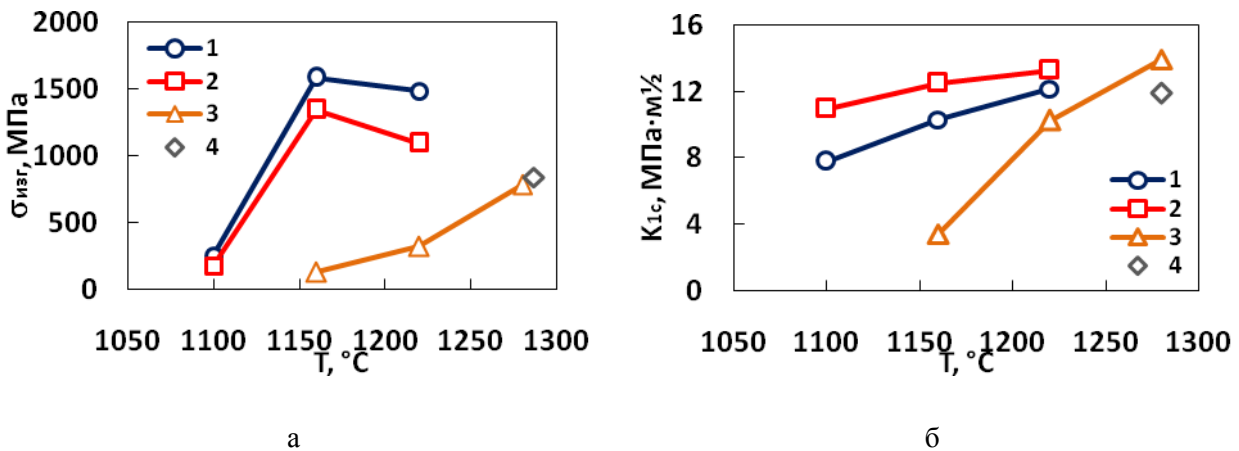


Рис. 5. Предел прочности при изгибе (а) и трещиностойкость (б) образцов композита X20H80–32,5% TiC в зависимости от температуры и способа уплотнения. Обозначения такие, как на рис. 4

Однако максимальное значение трещиностойкости, $13,9 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, достигнуто на образцах свободно спеченных при температуре $1280 \text{ }^\circ\text{C}$. Для изучения причин, обуславливающих тот или иной уровень прочности и трещиностойкости полученных образцов, была исследована их структура. Предварительный анализ структуры был проведен на плоской полированной поверхности образцов, рис.6.

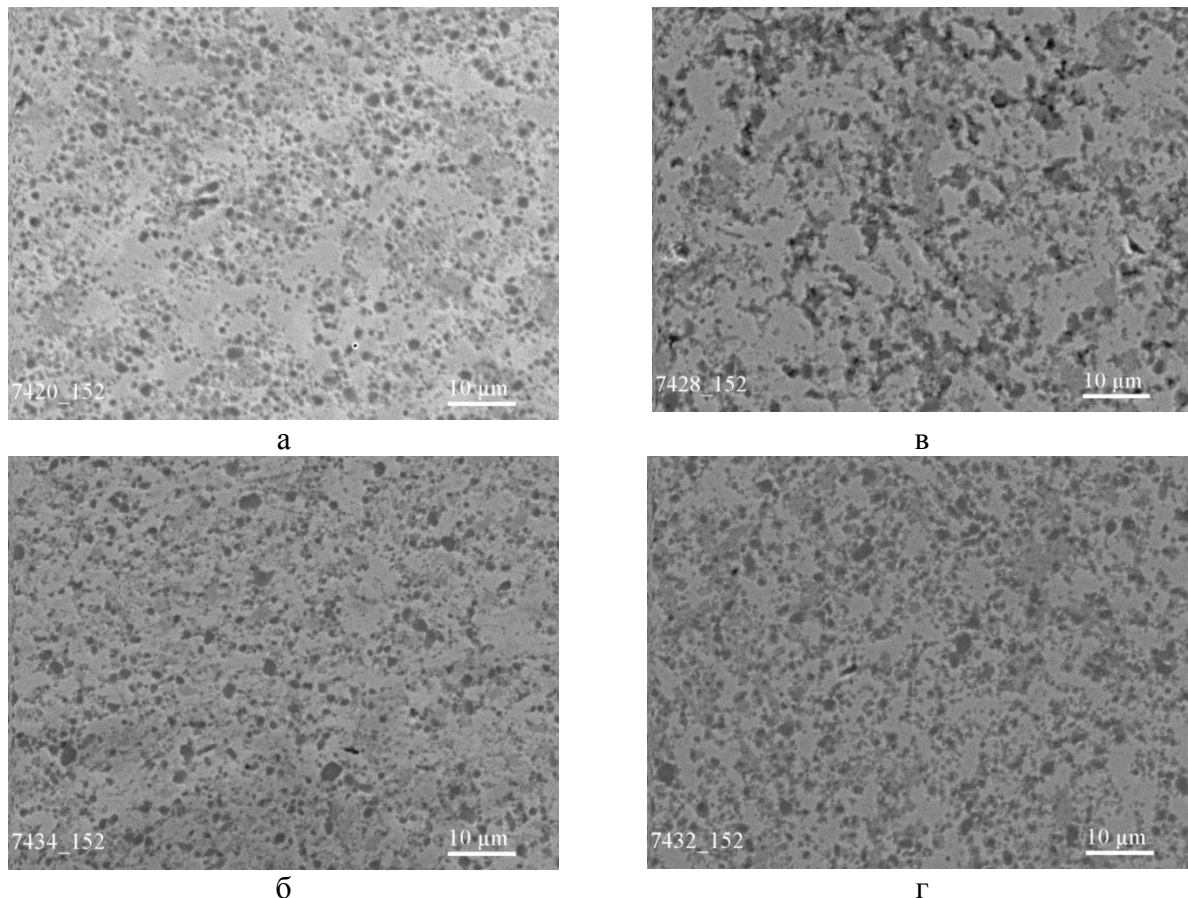


Рис. 6. Структура образцов композита X20H80–32,5% TiC после ударного спекания (а, б) и свободного спекания (в, г): а – $1100 \text{ }^\circ\text{C}$; б, в – $1220 \text{ }^\circ\text{C}$; г – $1280 \text{ }^\circ\text{C}$

Из представленных снимков структуры образцов, рис. 6, можно сделать выводы о том, что, во-первых, пористость и крупные поры практически отсутствуют, во вторых, частицы карбида титана (темные точки) не очень равномерно распределены в нихромовой матрице и, в-третьих, нихромовая матрица состоит (особенно на образцах, полученных при низких температурах) как бы из двух фаз – светло-серые и темно-серые участки матрицы. Чтобы уточнить наличие третьей фазы был проведен рентгенофазовый анализ образцов, полученных ударным спеканием при температуре 1100°C и свободным спеканием при 1280 °C, рис. 7.

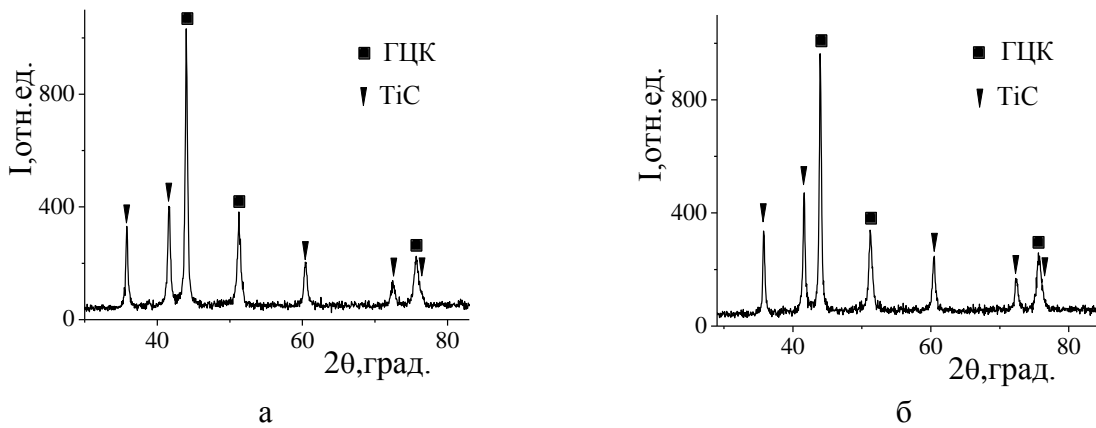


Рис. 7. Рентгенограммы образцов композита X20H80–32,5% TiC, полученных ударным спеканием при 1100°C (а) и свободным спеканием при 1280 °C (б)

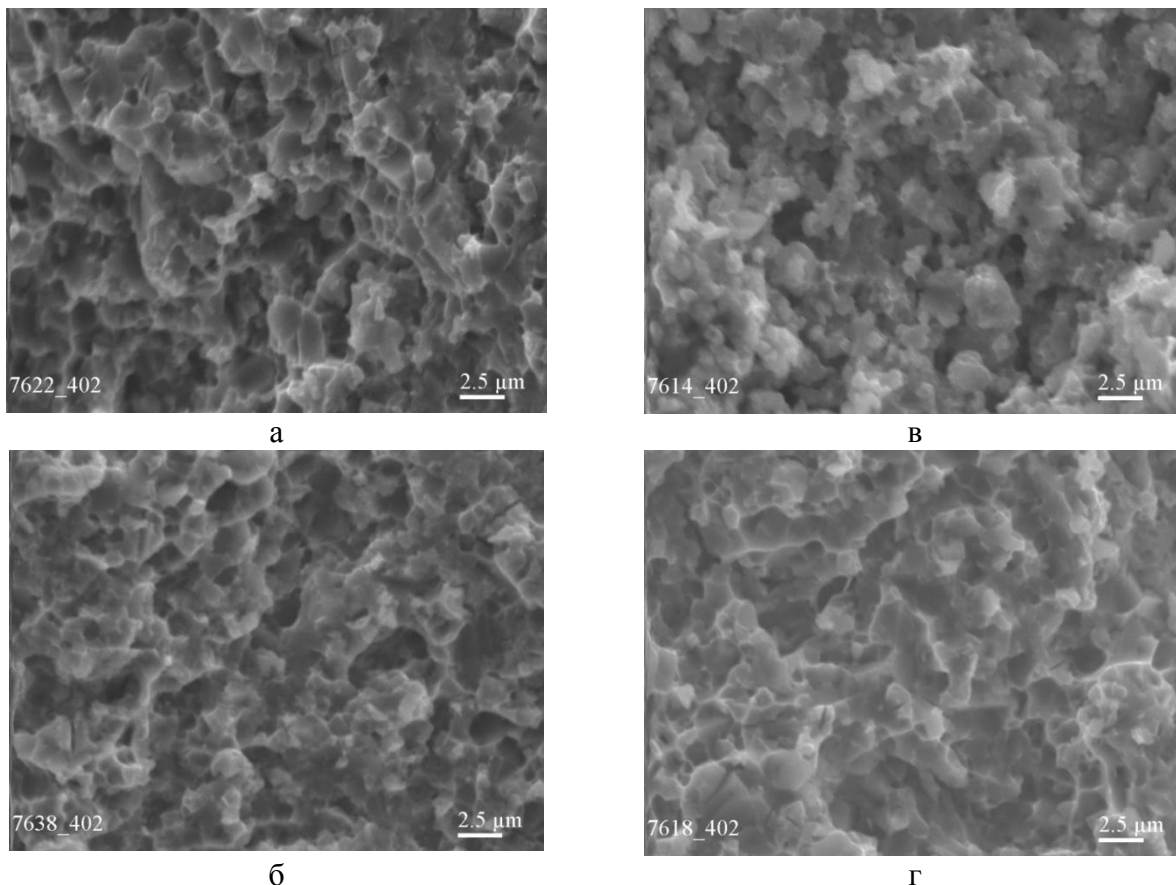


Рис. 8. Поверхность разрушения образцов композита X20H80–32,5% TiC после ударного спекания (а, б) и свободного спекания (в, г): а – 1100 °C; б, в – 1220 °C; д – 1280 °C

Рентгенофазовый анализ показал, что на этих образцах идентифицируются только две фазы – ГЦК-фаза с массовым содержанием 60,5% и карбидная фаза TiC. Для выяснения причин отсутствия третьей фазы, хотя визуально на шлифе она присутствует, а также несоответствия

массового содержания ГЦК-фазы массовому содержанию нихрома в данном композите необходимо проведение более детальных исследований.

Попытка обнаружения третьей фазы и особенностей разрушения полученных образцов была предпринята при исследовании поверхности разрушения некоторых образцов, рис. 8. Однако визуально идентифицировать наличие третьей фазы на представленных снимках поверхности разрушения образцов не представляется возможным.

При исследовании образцов, полученных из порошков, важными являются также испытания на сжатие и твердость, поскольку эти свойства в меньшей степени зависят от пористости и качества межфазных и других границ. Результаты испытания образцов на сжатие, а также измеренная твердость по Виккерсу различных образцов композита X20H80–32,5% TiC показана на рис. 9.

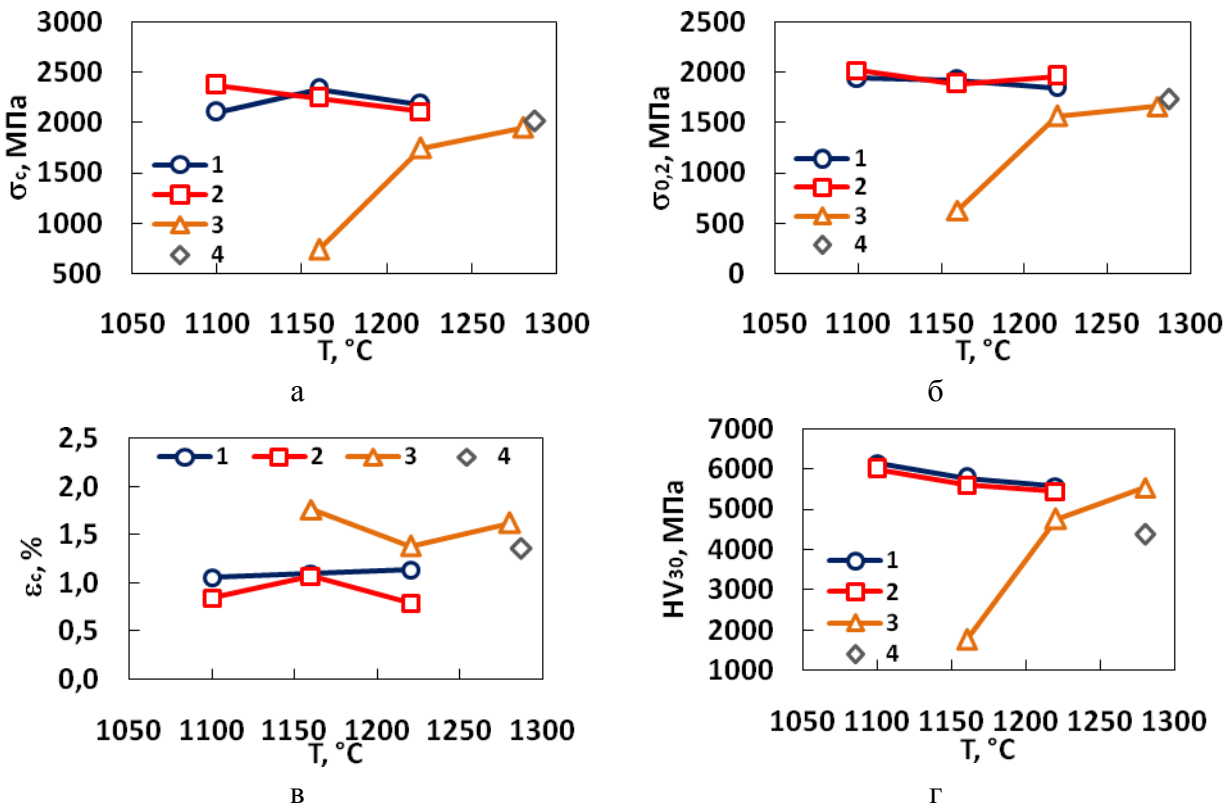


Рис. 9. Предел прочности при сжатии (а), предел текучести (б), пластическая деформация при сжатии (в) и твердость по Виккерсу (г) образцов композита X20H80–32,5% TiC в зависимости от температуры и способа уплотнения. Обозначения, как на рис. 4

Представленные результаты испытания образцов на сжатие, рис. 9 а, б, в, показывают, что в отличие от прочности при изгибе и трещиностойкости образцы хорошо сопротивляются сжатию даже в том случае, когда они получены ударным спеканием при самой низкой температуре. А твердость таких образцов, рис. 9 г, получается даже более высокой, чем твердость образцов, спеченных при более высокой температуре. Предел текучести при сжатии образцов, полученных ударным спеканием, также не зависит от температуры уплотнения и находится на достаточно высоком уровне, 2000 МПа. Заметим при этом, что предел текучести одного нихрома, уплотненного при 1100°C, равен 400 МПа [9], а предел текучести (при растяжении) жаропрочного сплава ЖС6У при комнатной температуре составляет 850 МПа [11]. Учитывая то, что предел текучести при сжатии принципиально не отличается от предела текучести при растяжении, можно говорить о высокой прочности исследуемого композита. Сравнение значений твердости данного композита с твердостью порошкового нихрома показывает увеличение в 16 раз (6000 МПа против 375 МПа) [9], а по отношению к твердости жаропрочного сплава ЖС6К в 1,7 раза (6000 МПа против 3500 МПа) [3]. В тоже время образцы исследуемого композита обладают невысоким уровнем пластичности даже при сжатии, хотя 1% пластической деформации может быть достаточным для эксплуатации материала в реальных условиях. Несколько более высокий уровень пластичности, 1,4–1,6 %, характерен для спеченных образцов, что, вероятно, обусловлено образованием более крупнозернистой структуры, а также положительным влиянием пор. Здесь

требуется более тщательный структурный анализ образцов. В заключение следует отметить, что знание механических свойств композита, установленных при комнатной температуре, не является достаточным условием для оценки его жаропрочности. Поэтому исследования будут продолжены с целью получения реальных характеристик жаропрочности данного композита.

Выводы. Таким образом, проведенное исследование процесса уплотнения, структуры и свойств композита на основе нихрома и частиц карбида титана методом ударного спекания в вакууме показало возможность получения материала с относительно высоким уровнем механических свойств при комнатной температуре, и по результатам исследования можно сделать следующие выводы.

1. Высокая плотность образцов при ударном спекании достигается при температуре уплотнения 1100°C и не изменяется при дальнейшем увеличении температуры.

2. Свободное спекание данного композита проходит достаточно активно при температуре 1220 °С, а при температуре 1280 °С достигается практически беспористое состояние образцов.

3. Высокие механические свойства образцов композита получаются в случае ударного спекания при температурах 1160 и 1220°C, а в случае свободного спекания более высокая трещиностойкость и пластичность при сжатии реализуются при температуре 1280 °С.

4. Предел текучести при сжатии данного композита (при комнатной температуре) превышает предел текучести при сжатии известного жаропрочного сплава ЖС6У в 2,5 раза.

Список использованных источников:

1. Усов В. В., Займовский А. С. Проводниковые, реостатные и контактные материалы. – М.–Л.: Госэнергоиздат, 1957. – 184 с.
2. Черный А. А., Черный В. А. Композиционные материалы в технике и перспективы их получения при производстве отливок: Учебное пособие. – Пенза: ПГУ, 2007. – 60 с.
3. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 749 с.
4. Еремин Е. Н., Филиппов Ю. О., Маталасова А. Е. Исследование карбидных фаз в сплаве ЖС6У // Омский научный вестник. – 2014. – Т. 133. – №3. – С. 59–63.
5. Ганеев А. А., Деменов О. Б., Шайхутдинова Е. Ф. Литейный штамповый сплав для изотермической штамповки // Ползуновский альманах. – 2011. – № 4. – С. 21–22
6. Деменов О. Б., Ганеев А. А., Деменов А. О. Выбор тугоплавких соединений для дисперсно-упрочненных штамповых Ni-сплавов. – Ползуновский вестник. – 2015. – № 2. – С. 26–32.
7. Бабаскин Ю. З., Лариков Л. Н., Шипицын С. Я., Шматко О. А. Влияние добавок нитрида циркония на структуру и свойства сплава ЖС6К. // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М.: Наука, 1984. – С. 184–187.
8. Фиглин С. З., Бойцов В. В., Калпин Ю. Г., Каплин Ю. И. Изотермическое деформирование металлов. – М.: Машиностроение, 1978. – 240 с.
9. Лаптев А. В., Толочин А. И., Вербилло Д. Г., Окунь И. Ю. Структура и свойства нихрома Х20Н80, полученного из порошка ударным спеканием при различных температурах // Порошковая металлургия. – 2015. – №7/8. – С. 44–58.
10. Скороход В. В. Теория физических свойств пористых и композиционных материалов и принципы управления их микроструктурой в технологических процессах. // Порошковая металлургия. – 1995. – № 1/2. – С.
11. Авиационные материалы. Справочник в 9-ти томах. Т. 3. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: ОНТИ, ВИАМ, 1989. – 568 с.

Рецензенты:

Степанчук Анатолий Николаевич, профессор Кафедры Высокотемпературных материалов и порошковой металлургии НТУУ «КПИ», к. т. н.;

Уманский Александр Павлович, зав. отделом 49 ИПМ НАН Украины, д. т. н., профессор.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 621. 822:681.2:369.64

В.І. Марчук, І.В. Марчук, М.В. Олексин, А.М. Ештеїві*Луцький національний технічний університет***ДО АНАЛІЗУ ДЖЕРЕЛ ТА ПРИЧИН ПОХОДЖЕННЯ ВІБРАЦІЙ В КОНІЧНИХ РОЛИКОПІДШИПНИКАХ**

В роботі на підставі системного підходу проведено аналіз причин походження вібрацій в конічних роликотподшипниках, подано параметричну оцінку кожного виду вібрацій. Встановлено, що особливе значення на етапі виготовлення підшипника повинно приділятися технологічним дефектам поверхонь кілець та роликів, які являються джерелами високочастотних технологічних вібрацій

Ключові слова: вібрації, дефект, кільце.

В.И. Марчук, И.В. Марчук, М.В. Олексин, А.М. Ештеиви**К АНАЛИЗУ ИСТОЧНИКОВ И ПРИЧИН ПРОИСХОЖДЕНИЯ ВИБРАЦИЙ В КОНИЧЕСКИХ РОЛИКОПОДШИПНИКАХ**

В работе на основе системного подхода проведен анализ причин происхождения вибраций в конических роликотподшипниках, подано параметрическую оценку каждого вида вибраций. Установлено, что особое значение на этапе изготовления подшипника должно уделяться технологическим дефектам поверхности колец и роликов, которые являются источниками высокочастотных технологических вибраций

Ключевые слова: вибрации, дефект, кольцо.

V. Marchuk, I. Marchuk, M. Oleksin, A. Eshteivi**TO ANALYZE THE SOURCES AND CAUSES VIBRATIONS IN ORIGIN TAPERED ROLLER**

The work on the basis of a systematic approach analyzes the causes vibrations in the origin of tapered roller bearings, filed parametric evaluation of each type of vibration. Found that special importance during the manufacture of the bearing should be given to technological defects surface rings and rollers that are sources of high-frequency vibration technology

Keywords: vibration defect ring.

Однією з основних задач, що стоять у даний час перед вітчизняною підшипниковою промисловістю, є зниження рівнів вібрації і шуму підшипників кочення. Головним напрямком рішення цієї задачі є вдосконалення технології виготовлення підшипників: підвищення геометричної точності кілець і тіл кочення (кульок і роликів), зменшення шорсткості робочих поверхонь, використання ізотропних по пружних властивостях вихідних матеріалів, забезпечення високого ступеня очищення мастильних матеріалів і деталей, а також чистоти складання, належних умов монтажу й експлуатації. Очевидно, що здійснення перерахованих заходів вимагає великих витрат і повинне бути економічно обґрунтоване. Деталі сучасних високоточних і малOSHумних підшипників повинні відповідати настільки високим вимогам, що реалізувати ці вимоги в умовах масового і, тим більше, серійного багатонаменклатурного виробництва стає проблематично і досить дорого. У зв'язку з цим виникає питання про те, до якого ступеня варто посилювати допуски на параметри підшипників, де та нижня межа, за яким рівень вібрації визначається вже не похибками деталей підшипників, а їх структурними властивостями.

Відомо, що навіть у тих випадках, коли підшипник можна вважати ідеальним з погляду відсутності похибок геометрії і ізотропності матеріалів деталей, наявності між кільцями і тілами кочення нерозривної пружногідродинамічної мастильної плівки абсолютно чистого від забруднень мастильного матеріалу, підшипник усе-таки вібує. Подібна вібрація, властива не тільки ідеальним, але в ще більшій мірі і реальним підшипникам, обумовлена їхньою будовою чи, інакше кажучи, структурою, і тому названа структурною вібрацією, що пояснюється, головним чином, двома причинами [1, 2, 3].

Першою причиною є згинаючі деформації кілець підшипника силами, що діють на них з боку тіл кочення. Кільця підшипника згинаються під дією контактних навантажень з боку тіл кочення, приймаючи форму обертового разом з ними багатогранника. Подібні згинаючі деформації передаються на інші деталі машин чи поширюються в навколишньому середовищі (наприклад у повітрі) у вигляді акустичних хвиль - шуму. Частотами такої вібрації є частота проходження тіл кочення по кільцю і кратні частоти: qzf_c , де $q=1,2, \dots$; z - число тіл кочення; f_c - частота обертання сепаратора. У більшості машин і приладів практичне значення можуть мати, головним чином, згинаючі деформації зовнішніх кілець підшипників [1, 2, 3].

Другою причиною структурної вібрації є коливання жорсткості підшипника при обертанні в результаті дії радіальної складової навантаження. В міру переміщення тіл кочення щодо лінії дії

радіального навантаження жорсткість підшипника змінюється періодично з частотами, кратними частоті проходження кульок по необерттовому кільцю. Розглядаючи найбільш розповсюджену схему обертового внутрішнього і необерттового зовнішнього кілець, одержимо, що в результаті коливань жорсткості будуть виникати відносні переміщення кілець підшипника на тих же частотах, що й у першому випадку [1].

Варто помітити, що незважаючи на очевидність зазначених причин структурної вібрації підшипників, у науково-технічній літературі відсутні систематизовані кількісні оцінки її значимості. Зрозуміло, що рівень такої вібрації відносно невеликий у силу високої жорсткості кілець підшипників, малих значень відношення радіального навантаження до осьового при умовах, характерних для експлуатації більшості типорозмірів підшипників. У підшипниках невисокої точності така вібрація помітно не виявляється. У той же час, із збільшенням точності підшипників, структурна вібрація може грати усе більш помітну роль, і тому необхідна науково-обґрунтована оцінка її значимості [2, 3].

Оцінку значимості структурної вібрації підшипників можна здійснити двома способами. По-перше, порівнюючи розрахункові значення амплітуд зі значеннями, які реєструються на практиці. По-друге, зіставляючи розрахункові значення амплітуд структурної вібрації і вібрації, обумовленої похибками підшипників. В обох випадках порівнюватися повинні амплітуди гармонік вібрації на частотах $qz f_c$. Перший спосіб оцінки не викликає утруднень, якщо вирішена задача структурної вібрації підшипника і знайдені амплітуди віброприскорень точок зовнішніх кілець при практичних вимірюваннях. Другий спосіб потребує деякого пояснення.

Теорія неідеальних кулькових підшипників з геометричними похибками робочих поверхонь кілець і кульок дозволяє пов'язати спектр похибок зі спектром вібрації [3]. Оскільки структурна вібрація має місце тільки на частотах $qz f_c$, для проведення порівняння зі спектра вібрації неідеального кулькового підшипника повинні бути виділені саме ці гармонійні складові. З теорії випливає, що вібрація на частотах $qz f_c$ викликається тільки похибками геометрії зовнішнього кільця (у припущенні про ізотропність пружних властивостей матеріалу), причому гармоніками похибок з номерами $\lambda = qz \pm 1$. Середньоквадратичне значення амплітуди вібропереміщень зовнішнього кільця, як твердого тіла, при цьому дорівнює [4]

$$a_{f=qz f_c} = \sqrt{a_{\lambda=qz-1}^2 + a_{\lambda=qz+1}^2}, \quad A_{f=qz f_c} = \sqrt{a_{\lambda=qz-1}^2 + a_{\lambda=qz+1}^2} \quad (1)$$

перша гармоніка вібропереміщення, що має найбільше значення (на частоті проходження тіл кочення по зовнішньому кільцю $z f_c$) обумовлюється гармоніками похибок геометрії зовнішнього кільця з номерами $\lambda = z + 1$ і $\lambda = z - 1$, що, без врахування фаз, складаються в (1) середньоквадратичні.

Таким чином, для оцінки значимості структурної вібрації роликів підшипника другим способом варто розрахувати амплітуду першої гармоніки структурної вібрації від двох розглянутих джерел і провести її пряме порівняння з амплітудами гармонік хвилястості зовнішнього кільця з номерами $\lambda = z + 1$ і $\lambda = z - 1$.

Вирішимо задачу структурної вібрації роликів підшипника, обумовленої двома названими причинами, на основі цього рішення розрахуємо амплітуду віброприскорень і вібропереміщень поверхонь зовнішніх кілець, найбільш розповсюджених у машино- і приладобудуванні роликів підшипників з характерними для них експлуатаційними умовами на частотах $qz f_c$ і проведемо порівняння результатів розрахунку з фактичними даними по точності кілець і рівням вібрації для тих же підшипників. Експериментальні дослідження рівня вібрацій проводились на автоматизованому вимірювальному комплексі DVK [3].

Вібрації від пружних коливань зовнішнього кільця

Розглянемо ідеальний роликів підшипник, що сприймає чисто осьове навантаження F_0 , яке рівномірно розподіляється між z роликами. Радіальна складова сили, що діє на зовнішнє кільце в кожній із ліній контакту з роликом, дорівнює

$$Q = F_0 \operatorname{ctg} \tau / z, \quad (2)$$

де τ - кут контакту роликів підшипника (вибирається з довідника [251]).

Введемо полярну систему координат з початком у центрі підшипника і відліком від променя, що проходить через центр одного з роликів, умовно названого першим ($j=1$). Форму кільця визначимо формою його середньої лінії, що перетворюється у вихідне коло при відсутності згинаючих деформацій [3]. Вигин кільця визначимо відхиленням середньої лінії від початкового кола. Це відхилення, що залежить від кута φ , позначимо $u(\varphi)$ і будемо вважати позитивним у

напрямку від центра кільця.

Розкладемо функцію $u(\varphi)$ у ряд Фур'є:

$$u(\varphi) = \sum_{i=2}^{\infty} (a_i \cos i\varphi + b_i \sin i\varphi) \quad (3)$$

Оскільки гармоніки цього розкладання з номерами $i=0$ та $i=1$ характеризують рівномірне розтягання всього кільця і його зсув як твердого тіла, відповідно, підсумовування в (2.3) починається з $i=2$. Для визначення амплітуд гармонійних складових a_i і b_i розглянемо віртуальні переміщення $\delta u = \delta a_i \cos i\varphi$ і $\delta u = \delta b_i \sin i\varphi$. До розглянутого кільця в радіальному напрямку з боку z роликів прикладені сили Q . Кутова координата місця прикладання j -ї сили

$$\varphi_j = \frac{2\pi}{z}(j-1), \quad (4)$$

де $j=1, 2, \dots, z$. Віртуальна робота, чинена j -ю силою,

$$\delta A_j = Q \delta a_i \cos i\varphi_j$$

Повна віртуальна робота визначається підсумовуванням по кульках

$$\delta A = \sum_{j=1}^z \delta A_j = Q \delta a_i \sum_{j=1}^z \cos i\varphi_j \quad (5)$$

Потенційна енергія пружного вигину кільця визначається рядом [222]

$$\Pi = \frac{EI\pi}{2R_{cp}^3} \sum_{i=2}^{\infty} (i^2 - 1)^2 (a_i^2 + b_i^2), \quad (6)$$

де E – модуль пружності;

I – момент інерції радіального перетину кільця;

R – радіус геометричного центру поперечного перетину кільця.

Використовуючи вираз (6), знайдемо збільшення потенційної енергії у вигляді

$$\delta \Pi = \frac{\partial \Pi}{\partial a_i} \delta a_i = \frac{EI\pi}{R_{cp}^3} (i^2 - 1)^2 a_i \delta a_i \quad (7)$$

Прирівнюючи (5) і (7) і проводячи перетворення, одержимо:

$$a_i = \frac{QR_{cp}^3}{EI\pi(i^2 - 1)^2} \sum_{j=1}^z \cos i\varphi_j \quad (8)$$

Розглядаючи аналогічним чином віртуальне переміщення $\delta u = \delta b_i \sin i\varphi$ одержимо вираз для b_i

$$b_i = \frac{QR_{cp}^3}{EI\pi(i^2 - 1)^2} \sum_{j=1}^z \sin i\varphi_j \quad (9)$$

Підставимо в (8) і (9) вираз для кута φ_j (4). Враховуючи відомі тотожності

$$\sum_{j=1}^z \sin i \frac{2\pi}{z}(j-1) \equiv 0;$$

$$\sum_{j=1}^z \cos i \frac{2\pi}{z}(j-1) \equiv \begin{cases} z, npi & i = qz; \\ 0, npi & i \neq qz; q = 1, 2, \dots; \end{cases}$$

знайдемо:

$$a_i = \begin{cases} \frac{QR_{cp}^3 n}{EI\pi(i^2 - 1)^2}, npi = qz & b_i \equiv 0 \\ 0, npi \neq qz \end{cases} \quad (10)$$

Підставляючи в (10) вираз для сили Q (2), остаточно одержимо:

$$a_i = \begin{cases} \frac{F_0 R_{cp}^3 \operatorname{ctg} \tau}{EI \pi (i^2 - 1)^2}, \text{ при } i = qz \\ 0, \text{ при } i \neq qz \end{cases} \quad (11)$$

У результаті функція $u(\varphi)$, яка характеризує вигин кільця, має вигляд:

$$u(\varphi) = \frac{F_0 R_{cp}^3 \operatorname{ctg} \tau}{EI \pi} \sum_{i=2}^z \mu_z^i \frac{\cos i \varphi}{(i^2 - 1)^2}, \quad (12)$$

$$\text{де } \mu_z^i = \begin{cases} 1, \text{ при } i = qz; q = 1, 2, 3, \dots \\ 0, \text{ при } i \neq qz. \end{cases}$$

Структурну вібрацію роликів підшипника при рівномірному обертанні внутрішнього кільця з частотою f_b можна характеризувати функцією $u(\varphi)$ при зміні кута φ у рівнянні (12) за законом $\varphi = 2\pi f_c t$, якщо не враховувати динамічні ефекти чи розглядати дорезонансний режим роботи. Спектр такої вібрації складається з частот $f_i = i f_c = qz f_c$, а амплітуди гармонік вібропереміщень поверхні зовнішнього кільця (які реєструються датчиком при вимірюваннях [38]) визначаються виразом (2.11). Загальний рівень вібрації за прискоренням відносно нульового рівня $a_0 = 3 \cdot 10^{-4} \text{ м/с}^2$ розраховується при цьому за формулою

$$A_\theta = 20 \lg \left[\frac{4\pi F_0 R_{cp}^3 \operatorname{ctg} \tau f_c^2}{EI a_0} \sqrt{\sum_{i=2}^{\infty} \mu_z^i \frac{i^4}{(i^2 - 1)^4}} \right]. \quad (13)$$

Вібрації від зміни жорсткості роликів підшипника

Для розв'язку задачі структурної вібрації роликів підшипника, обумовленою змінністю його жорсткості при обертанні в умовах комбінованого навантаження, варто вирішити задачу статичної ідеальної підшипника, що припускає визначення положення внутрішнього кільця щодо зовнішнього по прикладеному навантаженню. Характерною рисою роликів підшипника як пружнодеформаційної системи є статична невизначеність, у зв'язку з чим безпосереднє аналітичне рішення прямої задачі статичної в загальному випадку виявляється неможливим [60]. Тому при розрахунках роликів підшипника спочатку вирішується зворотна задача: визначається вектор реакцій $\bar{R} = [F_x, F_y, F_z, M_y, M_z]^T$ по вектору відносного зміщення кілець $\bar{\Delta} = [x, y, z, \theta_y, \theta_z]^T$ потім наближеними аналітичними методами [60] чи чисельно [2] вирішується пряма задача статичної.

Нелінійність залежності $\bar{R} = \bar{R}(\bar{\Delta})$ робить неможливим точний розв'язок прямої задачі статичної роликів підшипника в умовах комбінованого навантаження. При розв'язку зворотної задачі підшипник розділяється на z взаємно незалежних контактних груп, де z – число роликів, кожна з яких складається з ролика і двох кілець. Для кожного ролика по взаємному положенню кілець розраховуються контактні сили, якщо визначена модель контактної групи, і далі, шляхом підсумовування по всіх роликах, знаходиться вектор реакцій.

Скористаємося загальноприйнятою моделлю Герца контактної групи ролика [3] – кільця, що зв'язує контактну силу Q з контактною деформацією ω наступною простою залежністю:

$$Q(\omega) = K_T \omega^{1.5},$$

де K_T – коефіцієнт Герца [60].

Положення j -го ролика щодо деякої фіксованої точки зовнішнього кільця визначимо кутом $\varphi_j = \gamma + 2\pi(j-1)/n$, де γ – кут повороту сепаратора щодо зовнішнього кільця. Введемо також

основні позначення і правило знаків [3]. При цьому випадку деформація j -ої контактної групи ω_j визначається вектором відносного зміщення роликів наступним чином:

$$\omega(\bar{\Delta}, \varphi_j) = \begin{cases} \left\| L(\varphi_j) \cdot \bar{\Delta} - \bar{l}' \right\|, & \text{якщо } \left\| L(\varphi_j) \cdot \bar{\Delta} - \bar{l}' \right\| > 0; \\ 0, & \text{якщо } \left\| L(\varphi_j) \cdot \bar{\Delta} - \bar{l}' \right\| \leq 0, \end{cases}$$

де

$$L(\varphi_j) = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & -R_b \cos \varphi_j - R_b \sin \varphi_j \\ 0 \sin \varphi_j & \cos \varphi_j & 0 & 0 \end{bmatrix}; \bar{l}' = l' \begin{bmatrix} \sin \tau_0 \\ \cos \tau_0 \end{bmatrix}$$

l' - початкова відстань між внутрішнім і зовнішнім кільцями визначена в радіальній січній площині, що проходить через вісь j -го ролика і центр внутрішнього кільця.

$$\cos \tau = (R_b + r_b) - (R_3 + r_3) / l', \text{ де}$$

$$l' = r_3 + r_6 - d_m;$$

τ - кут контакту;

r_3, r_6 - відповідно початковий радіус зовнішнього і внутрішнього кільця;

R_3, R_6 - кінцеві радіуси зовнішнього і внутрішнього кільця;

d_m - діаметр ролика.

Робочий кут контакту j -го ролика з кільцями розраховується за формулою:

$$\tau(\bar{\Delta}, \varphi_j) = \arctg \left(\frac{L^1(\varphi_j) \cdot \bar{\Delta}}{L^2(\varphi_j) \cdot \bar{\Delta}} \right),$$

де L^1 - перший, а L^2 - другий рядок матриці $L(\varphi_j)$.

Складова вектора навантаження на роликовий підшипник \bar{F} , обумовлена контактними силами з боку j -го ролика,

$$\bar{F} \varphi_j = [F_x, F_y, F_z, M_y, M_z]^T \varphi_j = \bar{E}(\tau) Q(\omega) \quad (14),$$

де

$$\bar{E}(\tau) = [-\sin \tau, 0, -\cos \tau, R_b \sin \tau, R_b \cos \tau, -r_b]^T.$$

Позначимо через $T(\varphi_j)$ матрицю, що зв'язує координати вектора $\bar{F} \varphi_j$ в базисі OXZ з координатами того ж вектора в базисі $\varphi_j X \varphi_j Y \varphi_j Z$:

$$T(\varphi_j) = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \varphi_j & \sin \varphi_j & 0 & 0 \\ 0 & -\sin \varphi_j & \cos \varphi_j & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \cos \varphi_j & \sin \varphi_j \\ 0 & 0 & 0 & -\sin \varphi_j & \cos \varphi_j \end{bmatrix}$$

Тоді розв'язок зворотної задачі статки роликового підшипника має вигляд:

$$\bar{R}(\bar{\Delta}) = \sum_{\varphi_j} T(\varphi_j) \cdot \bar{F} \varphi_j = \sum_{\varphi_j} T(\varphi_j) \cdot \bar{E}(\tau) \cdot Q(\omega). \quad (15)$$

Пряму задачу статки, що припускає визначення вектора відносного зсуву кільця $\bar{\Delta}$ за кутом повороту сепаратора γ_c і вектору навантаження $\bar{P} = [P_x, P_y, P_z, G_y, G_z]^T$, варто розглядати як задачу визначення кореня $\bar{\Delta}$ рівняння $\bar{R}(\bar{\Delta}) = \bar{P}$. Чисельний розв'язок цієї задачі зручно здійснювати методом Ньютона-Рафсона. Для цього на кожному кроці ітерацій за відомими правилами диференціювання обчислюється дотична матриця жорсткості наступного виду:

$$\frac{\partial R}{\partial \Delta} = \sum_{\varphi_j} T(\varphi_j) \left\{ \frac{\partial \bar{E}_1}{\partial \tau}(\tau) \cdot \frac{\partial \tau}{\partial \Delta}(\varphi_j, \bar{\Delta}) \cdot Q(\omega) + \bar{E}(\tau) \frac{\partial Q}{\partial \omega}(\omega) \cdot \frac{\partial \omega}{\partial \Delta}(\varphi_j, \bar{\Delta}) \right\}. \quad (16)$$

Розрахунки закінчуються, якщо $\|\bar{R}(\bar{\Delta}) - \bar{P}\|$ стає менше 0,01 (у системі одиниць Н, мм).

Реалізація даного алгоритму розв'язку задачі статичної на ЕОМ довела його високу ефективність - необхідне число ітерацій при належному виборі першого наближення не перевищує 7. Як показали розрахунки багатьох типів роликів підшипників, значиму величину має тільки перша гармоніка спектра вібрації на частоті ω_c , гармоніки вищих порядків малі по амплітуді і практичного значення не мають.

Порівняння розрахункових значень амплітуд віброприскорень роликів підшипників, обумовлених згинаючими коливаннями зовнішнього кільця при осьових навантаженнях, характерних для випробувань цих підшипників на привідних установках [4] зі значеннями, встановленими нормами на вібрацію малощумних роликів підшипників, показує, що розрахункові значення на 11-23 дБ нижче встановлених норм для відповідного діапазону частот. Розрахункові значення амплітуд віброприскорень, обумовлених коливаннями жорсткості підшипника, настільки малі, що в ряді випадків прийнятої точності розрахунків виявлялося недостатньо для виявлення такої вібрації. Таким чином, при випробуваннях на приводних установках структурна вібрація важливої ролі не відіграє.

Для оцінки значимості структурної вібрації роликів підшипника величина її амплітуди повинна порівнюватися з допусками на амплітуди гармонік хвилястості деталей підшипників. В даний час загальні допуски на хвилястість доріжок кочення зовнішніх кілець наприклад 2-го класу точності досягають 0,1-0,2 мкм, у залежності від розмірів кілець. У такий спосіб структурна вібрація буде значимою, якщо її амплітуда виявиться більш 0,1-0,2 мкм. Як випливає з [1], визначаючи структурну вібрацію параметри при вимірах вібрації на приводних установках завжди, принаймні, на порядок, менші зазначених допусків на хвилястість, і тому структурна вібрація в цьому випадку ніякої ролі не відіграє. Амплітуди структурної вібрації роликів підшипника, обумовленої згинаючими деформаціями зовнішнього кільця при важкому осьовому натягу, виявляються рівними чи приблизно рівними допускам на хвилястість доріжок кочення кілець підшипника класу точності 2. Амплітуди структурної вібрації, викликані коливаннями жорсткості, при важкому натягу і дуже великому відношенні радіального навантаження до осьового в переважній більшості випадків значно менші допусків на хвилястість.

З виконаного аналізу випливає, що вібрація роликів підшипника при характерних умовах контролю й експлуатації обумовлюється не конструктивними особливостями (структурою) підшипника, а технологічними похибками, умовами змащення й іншими причинами. Рівень структурної вібрації сучасних високоточних роликів підшипників не перевищує рівня вібрації, викликані технологічними причинами, зокрема, похибками макрогеометрії доріжок кочення кілець, а також хвилястістю їх робочих поверхонь.

Найбільше значення має структурна вібрація роликів підшипника, обумовлена згинаючими коливаннями зовнішніх кілець у результаті їхнього навантаження роликів, що рухаються. Амплітуди коливань поверхонь зовнішніх кілець при цьому можуть бути досить великими, подібні коливання можливо є значимими джерелами акустичного шуму.

Вібрація підшипника, обумовлена коливаннями його жорсткості при обертанні в умовах комбінованого навантаження, у реальних підшипниках дуже мала і це джерело вібрації в машинах і приладах можна не враховувати [1, 2, 3].

Вібрації від конструктивної недосконалості роликів підшипника.

Вібрації підшипників кочення характеризуються щільним частотним складом і вважаються основним джерелом вібрацій валів підшипникових опор. Природа виникнення вібрацій підшипників кочення пояснюється їх конструктивними особливостями, похибками виготовлення та умовами експлуатації тобто знаходиться в залежності від конструктивних, технологічних та експлуатаційних факторів. Оскільки ці три групи факторів взаємопов'язані між собою то проблему зниження рівня і характеру вібрацій підшипникових вузлів і підшипників необхідно розглядати комплексно з урахуванням конструктивно-технологічних особливостей та умов експлуатації, його призначенням, технічних умов на виготовлення типорозміру підшипника, типу виробництва тощо.

Основною конструктивною відмінністю підшипників кочення від підшипників інших видів є наявність розміщеного в сепараторі комплексу тіл кочення (кульок, роликів), призначеного для

передачі навантажень між рухомим і нерухомим кільцями. При перекочуванні тіл кочення під навантаженням, внаслідок змінності реакцій контактів між деталями підшипників, виникають циклічні зміни жорсткості підшипника. Внаслідок цього навіть геометрично ідеальний підшипник здатен генерувати вібрацію [1].

Вібрації, обумовлені циклічною зміною жорсткості підшипників, належать до параметричних коливань [2].

Першою причиною виникнення цих вібрацій у зібраного з попереднім натягом підшипника є згинальні деформації його кілець силами, що діють на них з боку тіл кочення. Під дією контактних навантажень кільця деформуються, приймаючи форму багатокутника, що обертається синхронно з комплектом тіл кочення. Частота такої вібрації дорівнює частоті породження тіл кочення по зовнішньому кільцю підшипника ($f_{m/z}$). Однак, внаслідок значно вищої жорсткості кілець підшипників порівняно з тілами кочення рівень цієї вібрації незначний.

Якщо на підшипник, крім зусиль попереднього натягу, діє радіальне навантаження, то виникає другий тип вібрацій. Причиною виникнення цих вібрацій є те, що під дією радіального навантаження пружні переміщення в зонах контакту тіл кочення з кільцем змінюються із зміною положення комплекту тіл кочення відносно вектору дії навантаження. Внаслідок цього виникають поперечні коливні рухи з частотою $f_{m/z}$ як в напрямку дії радіального навантаження, так і в перпендикулярному до нього напрямку. Величина такої вібрації стає суттєвою тільки при радіальних навантаженнях, що викликають розвантаження підшипника, тобто утворення зазорів між біговими доріжками і тілами кочення.

Певний вплив на формування загального спектру вібрацій підшипника має й сепаратор.

Сепаратори можуть здійснювати складні коливні рухи відносно кілець і тіл кочення. Поряд із відносним обертанням з комплектом тіл кочення, має місце переносний рух центру мас сепаратора. Причиною цього є відносно великі зазори між тілами кочення і стінками гнізд в сепараторі, а також між сепаратором і базуючим кільцем.

Для пояснення причин походження коливальних рухів в конічному роликоті підшипнику під час обертання валу з'єданого з внутрішнім кільцем розглянемо конструктивну схему (рис. 1). Конструкція підшипника не забезпечує повного уникнення ковзальних контактів між окремими деталями, що призводить до виникнення небажаних моментів опору обертанні, погіршення віброакустичних характеристик вузла тощо.

Відносні швидкості між контактуючими деталями конічного роликоті підшипника визначаються виходячи з частоти обертання внутрішнього кільця при нерухомому зовнішньому кільці, за формулами [1]:

$$\text{Сепаратор – внутрішнє кільце} - n_{c/e} = \frac{\sin \alpha}{\sin \alpha + \sin \beta} n_{e/z} \quad (17)$$

$$\text{Сепаратор – зовнішнє кільце} - n_{c/e} = \frac{\sin \beta}{\sin \alpha + \sin \beta} n_{e/z} \quad (18)$$

$$\text{Ролик – сепаратор} - n_{m/c} = \frac{\sin \beta}{\sin \varepsilon} n_{c/e} \quad (19)$$

Неузгоджені частоти що виникають в підшипнику визначаються з виразів [1]

$$\text{Відносна частота ролика} \quad f_{md} = 2 \cdot n_{m/c} \quad (20)$$

$$\text{Відносна частота внутрішнього кільця} \quad f_{amd} = Z \cdot n_{c/e} \quad (21)$$

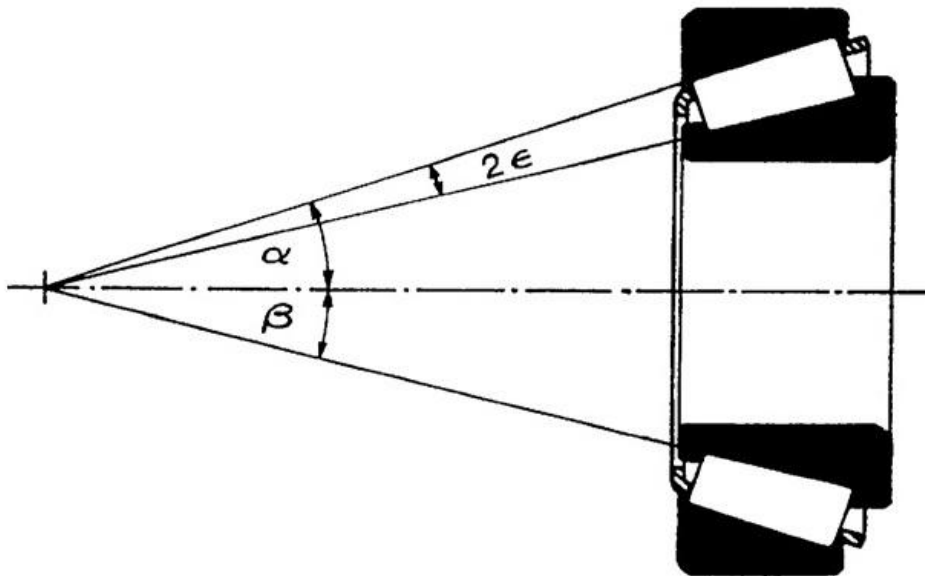


Рис.1. - Конструктивна схема конічного роликopідшипника

$$\text{Відносна частота зовнішнього кільця } f_{zmd} = Z \cdot n_{c/z} \quad (22)$$

де Z - кількість роликів (тіл кочення) в підшипнику;

$$n_g - \text{число обертів вала (внутрішнього кільця)} \quad n_g = 1800 \text{ хв}^{-1}, \quad \alpha = 20^\circ = 0,3491 \text{ рад},$$

$$2\varepsilon = 4^\circ 56' 0'' = 4,933^\circ = 0,0861 \text{ рад}, \quad \varepsilon = 0,0431 \text{ рад}, \quad \beta = 0,263 \text{ рад}$$

Кінематичну недосконалість роликopідшипника можливо з'ясувати шляхом визначення кутових швидкостей складових деталей та встановлення співвідношень між значеннями цих швидкостей.

Якщо внутрішнє кільце підшипника обертається з кутовою швидкістю ω_g , а зовнішнє з ω_z , то швидкість обертання сепаратора [38]

$$\omega_c = K_1 \cdot \omega_g + K_2 \omega_z \quad (23)$$

$$\text{де } K_1 = 1/2 \left(1 - \frac{d_m}{D_0} \cdot \cos \alpha \right); \quad K_2 = 1/2 \left(1 + \frac{d_m}{D_0} \cdot \cos \beta \right)$$

d_m - середній діаметр ролика; D_0 - середній діаметр підшипника, визначений від точок перетину осей протилежних роликів з січними площинами, які проходять через геометричну середину довжини ролика перпендикулярно до його поздовжньої осі.

Кутова швидкість обертання тіл кочення (роликів) відносно своєї осі:

$$\omega_m = (\omega_z - \omega_g) \frac{2D_0}{d_m} K_1 \cdot K_2, \quad (24)$$

Жорсткість підшипника в напрямку дії статичного навантаження за умов групового переміщення комплекту роликів в кількості Z штук з кутовою швидкістю ω_c визначається [38]:

$$C = C_m (1 - \mu \cos Z \omega_c t), \quad (25)$$

де C_m - середня жорсткість; t - час контакту ролика з поверхнею на доріжці кочення $t \approx 2b/(r\omega_g)$, де $2b$ - ширина поверхні контакту ролика з доріжкою в напрямку обертання; r - середній радіус доріжки кочення внутрішнього кільця;

μ - коефіцієнт, величина якого залежить від числа тіл кочення, наприклад для $Z = 9 \quad \mu = 0,026$, а для $Z = 15 \quad \mu = 0,012$ [38].

Періодична зміна жорсткості викликає в підшипнику вимушені коливання з частотою $Z \cdot \omega_c$ з резонансом при $Z \cdot \omega_c = \Omega$ і параметричні коливання з головним спектром

$1/2Z \cdot \omega_c = \Omega$, де Ω - нижча власна частота поперечних коливань системи. Досить незначне значення коефіцієнта μ для конічних роликотідшипників ($Z \geq 9$) і хороші демпфуючі властивості дозволяють вважати, що параметричні коливання в підшипниках кочення не мають суттєвого значення.

Переносний рух центру мас сепаратора при нормальних умовах роботи викликає вібрацію на частоті обертання комплекту роликів $f_{c/z}$ (частота обертання сепаратора відносно нерухомого зовнішнього кільця) з відносно малою амплітудою, пропорційною масі сепаратора, квадрату частоти коливань і зазору між сепаратором та базуючим кільцем [48].

Як видно з наведених виразів (17-25) всі види вібрацій, пов'язаних із конструктивними особливостями підшипників кочення, проявляються на чітко визначених частотах (f_{md} , f_{emd} , f_{zmd}) і не мають суттєвого впливу на формування вихідної точності підшипників і підшипникових вузлів.

Висновки: Таким чином, за результатами виконаних досліджень можна констатувати:

- розроблений алгоритм і програма моделювання спектра віброприскорень зовнішнього кільця з врахуванням згинаючих коливань і різних відхилень основних параметрів доріжок і тіл кочення. Експериментальні дослідження підтвердили результати, отримані розрахунковим методом;

- отримана й експериментально перевірена формула розрахунку рівня вібрації при різних частотах обертання внутрішнього кільця.

Літературні джерела:

1. Джугурян Т.Г. Обработка деталей на отделочно-расточных станках / Т.Г. Джугурян, П.А. Линчевский, О.А. Оргиян. – К.: Техника, 2000. – 300 с.

2. Рыжов Э.В. Технологическое обеспечение эксплуатационных свойств деталей машин / Э.В. Рыжов, А.Г. Сулов, В.П. Федоров. – М.: Машиностроение, 1979. – 176 с.

3. Якимов А.В. Прерывистое шлифование / А.В. Якимов, Ю.А. Бояршинов и др. // Вестник машиностроения. – 1967. – №3. – С. 76-78.

4. Равенець Л.М., Марчук І.В., Марчук С.В. До визначення власних частот шпиндельного вузла безцентрово-шліфувального автомата SASL 5D для шліфування поверхонь обертання кілець роликотідшипників Збірник наукових праць Інформаційні технології в освіті, науці та виробництві, Випуск № 1(2) – Одеса.: АО Бахва, 2013.- С

5. Управление процессом шлифования / [А.В. Якимов, А.Н. Паршаков, В.И. Свирщев, В.П. Ларшин]. – К.: Техніка, 1983. – 184 с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 620.18

А.В. Маткова, Г.В. Приходько

Луцький національний технічний університет

ДО ПРОБЛЕМИ ОПТИМІЗАЦІЇ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИЦІЙНИХ ТА КЕРАМІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ TiB_2 ТА ПЕРСПЕКТИВИ ПОДАЛЬШИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

У роботі проведено огляд літератури про дослідження властивостей та структурно-фазового складу композиційних та керамічних матеріалів на основі титану Ti та його сплавів. Наведено експериментальні дані різних авторів про взаємодію дибориду титану TiB_2 із розплавленими металами. Розглянуто перспективи подальших досліджень високотемпературних металевих розплавів з керамікою, зокрема, явища змочування, а також хімічних реакцій на межі розділу кераміка/розплав та черговості і умов утворення нових фаз.

Ключові слова: диборид титану, карбіди, високотемпературні сплави, металеві розплави, змочування, структурно-фазовий склад.

А.В. Маткова, Г.В. Приходько**К ПРОБЛЕМЕ ОПТИМИЗАЦИИ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ И КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ TiB_2 И ПЕРСПЕКТИВЫ ДАЛЬНЕЙШИХ ИССЛЕДОВАНИЙ**

В работе проведен обзор литературы об исследовании свойств и структурно-фазового состава композиционных и керамических материалов на основе титана Ti и его сплавов. Приведены экспериментальные данные разных авторов о взаимодействии диборида титана TiB_2 с расплавленными металлами. Рассмотрены перспективы дальнейших исследований взаимодействия высокотемпературных металлических расплавов с керамикой, в частности, явления смачивания, а также химических реакций на границе раздела керамика/расплав и определения очередности и условий образования новых фаз.

Ключевые слова: диборид титана, карбиды, высокотемпературные сплавы, металлические расплавы, смачивание, структурно-фазовый состав.

A. Matkova, H. Prykhodko**ON THE PROBLEM OF OPTIMIZATION OF PROPERTIES OF COMPOSITE AND CERAMIC MATERIALS BASED ON TiB_2 AND THE PROSPECTIVE OF FUTURE RESEARCH**

This work provides a literature review on the investigations of properties and microstructure for the composites and ceramic materials based on titanium and its alloys. Experimental data of different authors on the interactions of titanium diboride TiB_2 with molten metals are mentioned. Perspectives of further studies of interactions between high-temperature metallic melts and the ceramic, in particular, wetting phenomenon and chemical reactions at the ceramic/melt interface and determination of the sequences and conditions of new phase formation are considered.

Keywords: titan diboride, carbides, high-temperature alloys, metallic melts, wetting, microstructure.

Постановка проблеми. Одним із завдань сучасного матеріалознавства є вдосконалення існуючих матеріалів і створення нових матеріалів з покращеними або наперед заданими функціональними властивостями. Значний інтерес представляють матеріали і технології для відновлення і зміцнення деталей, які схильні до інтенсивного зношування. Серед них, покриття, отримані з композиційних та керамічних матеріалів на основі карбідів та боридів, які характеризуються унікальними фізико-хімічними властивостями, високою зносостійкістю, корозійною стійкістю та стабільністю до високих температур. Проте, основною проблемою є те, що вони мають низькі показники тріщиностійкості та енергії руйнування. Таке явище пояснюється тим, що в цих матеріалах відсутні пластична деформація та відносно малий радіус кривизни вершини тріщини руйнування.

Карбіди, бориди, нітриди відносяться до перехідних металів в групах IV-VI періодичної системи, мають високу хімічну стабільність, точка плавлення близько $3000^{\circ}C$ або вище [1,2]. Вони використовуються для більш конструктивних і вогнетривких компонентів та деталей, котрі призначені для роботи в агресивних середовищах, а також при контакті з розплавами металів. Серед найбільш важливих характеристик вогнетривких з'єднань є змочування їх порошків або компонентів, які виготовлені зі з'єднань розплавлених металів. Таким чином, важливу роль у формуванні металокераміки і зварювання матеріалів має не просто задовільне змочування в наявності рідкої фази, а й мінімальне змочування розплавлених матеріалів. Крім того, головним є зменшення ефективного розміру структурного зерна та механізм зміцнення фазовими перетвореннями.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Проаналізовано праці А.Ю. Попова [3, 5, 6], О.П. Уманського [9, 16-18], Г.В. Самсонов [1, 2, 15], М.С. Стороженко [19, 20], В.Д. Орешкин [14], Ю.В. Найдича [25, 26], N.J Sari [21], N. Sobczak [28, 29] та інших авторів, котрі досліджували та описали характерні властивості композиційних та керамічних матеріалів. Ними розглянуто та описано аналіз обробки композиційних та керамічних матеріалів за високих температур. Описано та наведено рекомендації щодо обробки матеріалів, їх особливих властивостей, що виходять із фундаментальних досліджень високотемпературних міжфазних явищ.

Метою даної роботи було дослідити методи для вивчення та покращення фізико-хімічних, механічних властивостей композиційних та керамічних матеріалів на основі TiB_2 .

Основні результати досліджень. Одним з нових та перспективних методів виготовлення висококоміцних керамічних матеріалів на основі диборидів перехідних металів, які дозволяють знизити температуру і час процесу, є використання фізико-хімічної взаємодії між карбідами металів та карбідом бору під час гарячого пресування суміші відповідних порошків [3-6]. Результатом цього є утворення дибориду металу і виділення вільного вуглецю.

Авторами роботи [3] показано, що при створенні матеріалів на основі дибориду можна сформувати дрібнодисперсну структуру, яка забезпечує високі механічні характеристики композиту. Згідно рентенофазного аналізу в роботі [3] видно, що до складу зразків входять диборид титану TiB_2 (65% (мас.ч.)), карбід кремнію SiC (27% (мас.ч.)), карбід титану TiC (5% (мас.ч.)) і вільний вуглець C (3% (мас.ч.)). Наявність в зразках карбіду титану пов'язано з частковим вигоранням карбіду бору в процесі синтезу. Оскільки сам процес формування проходить у повітрі, то в результаті виділяються з'єднання бору $VO\uparrow$ і $B_2O_3\uparrow$ при даній температурі. Це приводить до зниження вмісту бору в шихті і відповідно до неповної реакції.

Дані матеріали характеризуються матричною структурою (матриця – TiB_2 , включення – SiC) з високою дисперсністю (рис.1.)

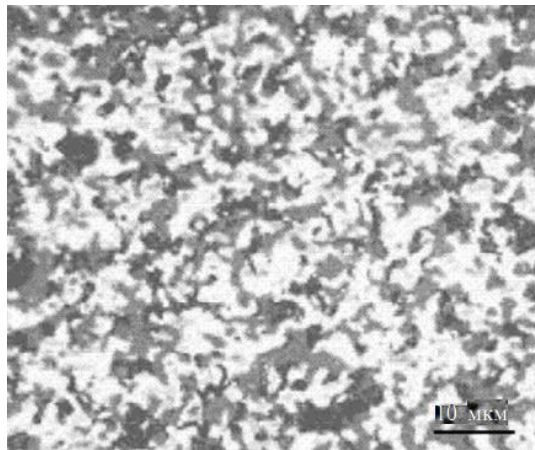


Рис.1. Мікроструктура матеріалу $TiB_2-SiC-C$ (світлі ділянки – фаза TiB_2 , темні – фаза SiC) з роботи [3].

Як видно з (рис. 2,а), розміри зерен дибориду титану знаходяться в межах 1-2 мкм, на границях деяких з них розміщені тонкі вуглецеві прошарки товщиною <10 нм. Карбід кремнію структурується у вигляді нанодисперсних зерен розмірами 50 – 100 нм (рис.2.б)

Така дрібнодисперсна структура забезпечує високі механічні характеристики композиту. Міцність на згин складає 350 МПа, мікротвердість – 24 ГПа при тріщиностійкості $8,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$.

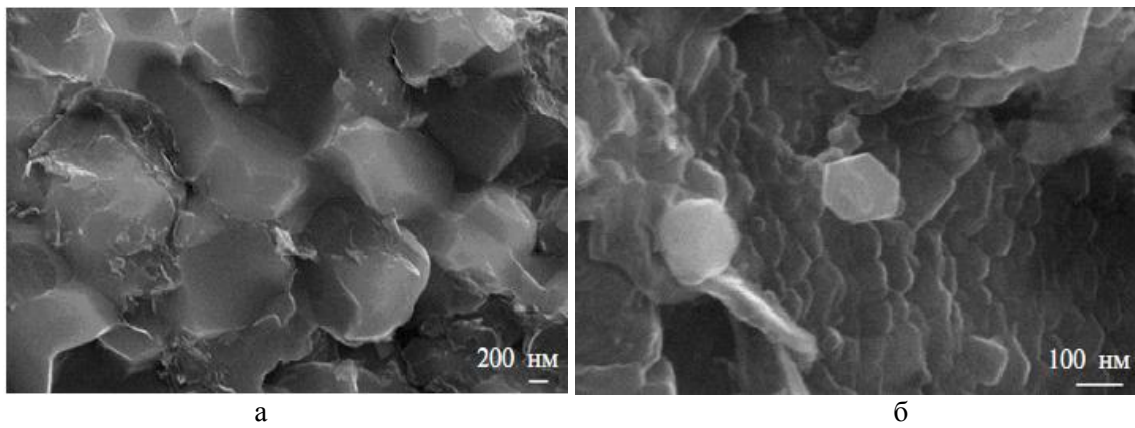


Рис. 2. Зерниста структура композиту $TiB_2-SiC-C$: фази TiB_2 (а) и SiC (б) з роботи [3].

Сплави дибориду титану з інтерметалідами Ni-Al є дуже стійкими до окислення і жароміцними, що в свою чергу визначило їх використання в якості конструкційних матеріалів в авіації і автомобілебудуванні, ракетобудуванні, суднобудуванні.

Як показано А.Ю. Поповим [5], біосумісність титану робить його добрим матеріалом для харчової промисловості та медицини. Чистий титан має широкий спектр застосувань в різних галузях виробництва завдяки його міцності, легкості, стійкості до корозії і біосумісності з людським організмом. За останні роки було створено сотні різних сплавів з титану, жоден з яких, правда, не усунув його головного недоліку - порівняно низька твердість, яка не дозволяє використати титан в якості бази для різальних інструментів або інших приладів, де потрібні матеріали, що добре чинять опір деформаціям. Торкаючись таких специфічних властивостей титану, можна відзначити, що він представляє великий інтерес як конструкційний матеріал для космічної промисловості.

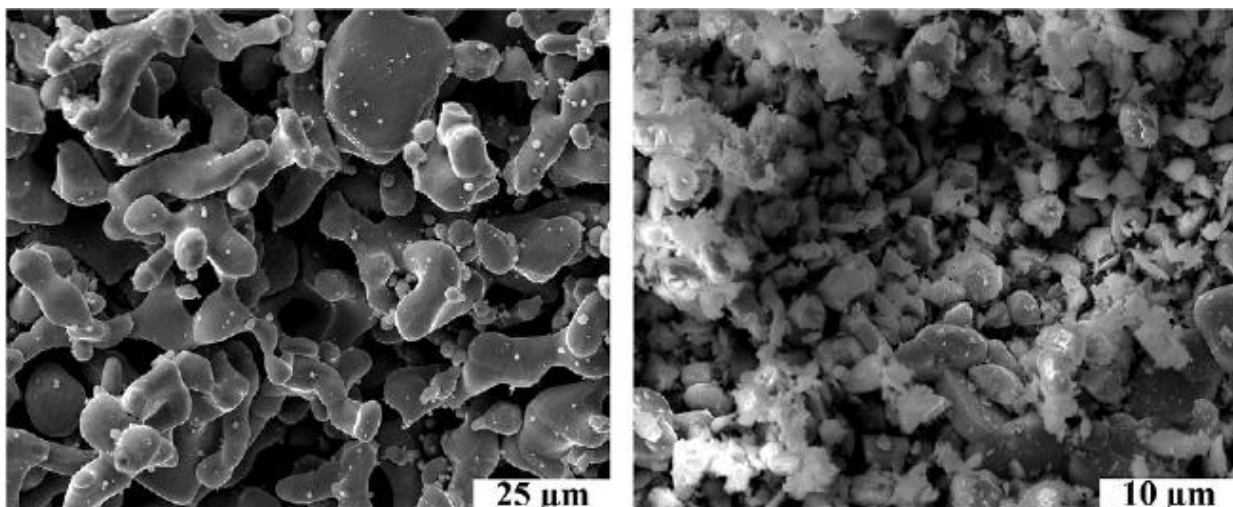


Рис.3. Мікрофотографії порошоків титану (зліва) і дибориду титану (справа) з роботи [8].

Група авторів С. Жеребцов, Г. Салищев [8], М. Озеров [7] та інші, протягом років досліджували плюси і мінуси титану і бориду титану. Як висновок з цих робіт, спікання суміші порошоків титану і дибориду титану при температурі $1000^{\circ}C$ дає можливість одержати міцніший і пластичніший матеріал. В такому разі, матриця бориду титану при обробці і деформації не дає тріщин.

С. Жеребцов вважає, що так само, як і чистий титан, композит "титан-титан бор" має малу питому вагу, високу корозійну стійкість, гіпоалергенність. Проте, за рахунок досить високої міцності і твердості, композит може тримати заточування на відміну від чистого титану, що дає можливість застосовувати цей матеріал для виготовлення медичних інструментів. Такі медичні інструменти будуть значно легші, ніж сталеві аналоги, а завдяки своїм фізичним властивостям дозволять проводити операції в магнітному полі.

У роботі [9] розглянуто питання підвищення зносостійкості покриттів методом високошвидкісного киснево-полуменевого напilenня із самофлюсівних сплавів на нікелевій основі шляхом введення до складу початкових порошків добавок дибориду титану. Методами порошкової металургії отримано композиційні порошки на основі порошку ПР-НХ16СР3 ($\text{Ni-Cr16B2.7Si3.2Co.75Fe5}$, мас.%) з добавками 10, 20 і 40 мас.% TiB_2 . Було досліджено вплив цих добавок на структуру і властивості отриманих покриттів. Встановлено, що при нанесенні таких порошків високошвидкісним киснево-полуменевим методом формуються покриття з гетерофазною структурою - в матриці на основі нікелевого сплаву рівномірно розподілені зерна дибориду титану і бориду хрому. Покриття відрізняються високою щільністю і низьким вмістом оксидних включень. Триботехнічні випробування отриманих покриттів в умовах тертя ковзання без мастила показали, що найоптимальніші властивості ортимуються при додаванні 20 мас.% порошку TiB_2 .

В якості вихідних матеріалів для композиційних порошків широке застосування знайшли високолеговані самофлюсуючі сплави системи NiCrSiB і дисперсні добавки у вигляді тугоплавких з'єднань (WC , TiC , CrC_2 , TiB_2 , CrB_2 і т.п.) [10] Щоб підвищити зносостійкість газотермічних покриттів системи NiCrSiB до складу порошків самофлюсівних сплавів Н.А. Клинка-Руденка, Ю.С. Борисов та ін. [11, 12] вводять добавки тугоплавких сполук: карбїду вольфраму WC , карбїду титану TiC , карбїду хрому Cr_3C_2 . Введення таких добавок приводить до формування гетерофазної структури покриття, що складається з металевої матриці, в якій рівномірно розподілені зерна зміцнюючих фаз. В таких умовах матриця запобігає крихкому руйнуванню, а тверді зерна карбїдів сприймають основне контактне навантаження та збільшують зносостійкість покриттів.

При розробці зносостійких композитів для плазмових покриттів в умовах тертя без мастила в роботі М.С. Стороженка [13] показано, що першочергового значення набуває вибір таких фазових складових композиційних матеріалів, які б в процесі трибоокиснення формували в зоні контакту вторинні структури в вигляді тонких оксидних плівок, що перешкоджають адгезійній взаємодії поверхонь тертя. Оксидними плівками служать V_2O_3 , TiO_2 , Cr_2O_3 , SiO_2 та NiO . Під час тертя оксидна плівка пом'якшується, покриває поверхню зразка, оплавляється і виконує роль мастила. Цей спосіб допомагає запобігти пошкодженню покриттів НХТБ20 та НХТБ40. Отже, механо-хімічний (оксидний) механізм зношування є основним для плазмових покриттів НХТБ на основі самофлюсівного сплаву NiCrSiB з добавками 20 та 40 %мас. дибориду титану.

Дослідженню змочування $(\text{Ti, Cr})\text{B}_2$ чистими металами (Fe , Ni , Cu) і сплавами (Fe-Cr(Ni) , Ni-Cr , Ni-Mo) присвячено роботи А.П. Уманського, Г.В. Самсонова, В.Д. Орешкіна [14-18], де показано, що сплави на основі Fe і Ni змочують диборид титану-хрому, а на межі контакту сплав-тугоплавка сполука утворюються обмежені тверді розчини.

У своїй роботі В. П. Коновал [19] описав кінетику змочування дибориду титану-хрому і композитів систем $(\text{Ti, Cr})\text{B}_2\text{-AlN}$, $(\text{Ti, Cr})\text{B}_2\text{-SiC}$ сплавом на основі інтерметалїду NiAl (ВКНА). Ним було досліджено можливість застосування в якості металевої зв'язки промислового сплаву на основі нікелю ВКНА ($\text{Ni} = 72,15$; $\text{Al} = 21,5\%$ (мас.) Cr ; Ti ; W ; Mo). Цей матеріал широко використовується для газотермічного напилення і наплавлення на сталі і титанові сплави. Покриття мають високу пластичність та корозійну стійкість, добрі антифрикційні властивості.

Автори [20] дослідили контактну взаємодію гарячепресованої кераміки з боридів цирконію, титану, хрому, карбїду з евтектичними самофлюсівними сплавами на нікелевій основі Ni-Cr-Si-B-C . Було вивчено кінетику і визначені кути змочування в цих системах. Виявлено, що кут змочування карбїду титану в самофлюсівному сплаві 49° . Для системи $\text{ZrB}_2 - (\text{Ni-Cr-Si-B-C})$ характерний кут змочування 40° , а сплав Ni-Cr-Si-B-C розтікається по поверхні дибориду титану, утворюючи кут 34° . Було встановлено, що найбільш оптимальною при створенні композиційного матеріалу для зносостійких газотермічних поверхонь є система ПГ-НХ16-СР3— TiB_2 .

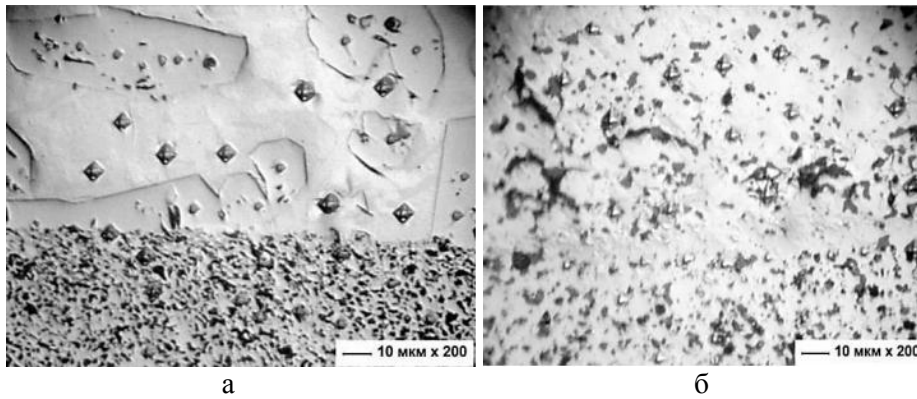


Рис. 4. Структура (x200) перехідної зони взаємодії сплаву Ni—Cr—B—Si з керамікою:
а — TiC; б — ZrB₂ (з роботи [20]).

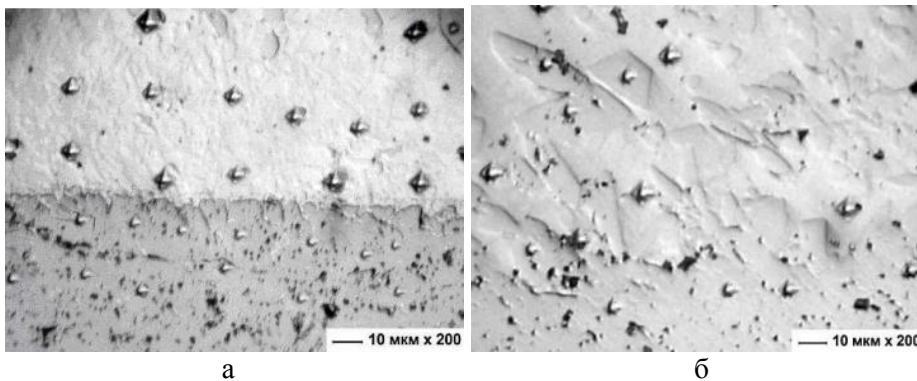


Рис. 5. Структура (x200) перехідної зони взаємодії сплаву Ni—Cr—B—Si з керамікою:
а — TiB₂; б — CrB₂ (з роботи [20]).

На рис. 4 і 5 показані зони взаємодії в усіх розглянутих у праці [20] багатофазних системах. В системах ПГ-НХ16-СР3—TiC і ПГ-НХ16-СР3—ZrB₂ вона широка (180—250 мкм), і спостерігається зміна структури і зниження мікротвердості (22,2 і 16,6 ГПа відповідно). Добре видно три фази. Для системи ПГ-НХ16-СР3—TiC — темно-сіра, світло-сіра і світла, приблизно карбід титану, карборид хрому і сплав на основі нікелю, збагачений титаном, відповідно. Для системи ПГ-НХ16-СР3—ZrB₂ це диборид цирконію, борид хрому і нікелевий сплав, збагачений цирконієм [21].

Авторами [22-29] вказано на важливість урахувати під час наукових досліджень техніко-економічні обмеження, особливо наявність власної сировинної бази для їх виробництва. Основою для виробництва титанових сплавів та тугоплавких сполук титану, таких як диборид, карбід та нітрид титану є рутил та ільменіт, яких в Україні близько 20 % світових запасів. У зв'язку з тим, що тугоплавкі сполуки титану найбільш стабільні, але дуже крихкі, то застосування чистого TiB₂ обмежене. Вирішенням цієї проблеми може бути виготовлення нових композиційних матеріалів на основі металів чи кераміки, або використання технологій поєднання цих матеріалів різноманітних форм з використанням високотемпературних сплавів.

Висновки: Тугоплавкі сполуки титану завдяки високому рівню їх фізико-хімічних та фізико-механічних властивостей є надзвичайно важливими як основа для зносостійких матеріалів та покриттів. Взаємодія низькотемпературних розплавлених металів та сплавів з TiB₂ вивчена доволі добре. Проте дослідження взаємодії високотемпературних металевих розплавів з керамікою є доволі обмеженими. Зокрема, це стосується кутів змочування, хімічних реакцій, структурування та утворення нових фаз і їх властивостей.

Список використаних джерел:

1. Самсонов Г.В. Бор, его соединения и сплавы / Г.В. Самсонов, Л. Я. Марковский, А.Ф. Жигач, М.Г. Валяшко. – К.: Изд-во АН УССР, 1960. – 590 с.
2. Самсонов Г.В. Бориды / Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неров В.А. – М.: Автомиздат, 1975. 376с.
3. Чорнобук С. В. Структура и механические свойства реакционноспеченных керамических композиционных материалов на основе диборидов титана и гафния / Чорнобук С. В., Попов А. Ю., Макара В. А / Сверхтвердые материалы, 2009, № 2 с. 22 - 25.

4. Быков А. И., Взаимодействие карбида бора с карбидами титана и циркония под давлением / Быков А. И., Гриднева И. В. / Порошк. металлургия. — 1998. — № 1/2. — С. 52—55.
5. Kazo I. F. Mechanical properties of TiB₂—TiC—C ceramic materials / Kazo I. F., Popov A. Yu. / Functional Materials. — 2003. — 10, N 3. — P. 503—506.
6. Попов А. Ю. Структурно-фазовые превращения в процессе синтеза композиционных материалов на основе карбидов и боридов титана и гафния с ультрадисперсными включениями углерода / Попов А.Ю., Казо И.Ф., Макара В.А., Чернобук С.В. / Материаловедение. — 2007. — № 8. — С. 31—35.
7. [M. Ozerov](#), Deformation behavior and microstructure evolution of a Ti/TiB metal-matrix composite during high-temperature compression tests / [M. Ozerov](#), [M. Klimova](#), [A. Kolesnikov](#), [N. Stepanov](#), [S. Zherebtsov](#) / [Materials & Design](#) **Volume 112**, 15 December 2016, Pages 17–26
8. Жеребцов С.В. Production, properties and application of ultrafine-grained titanium alloys / Жеребцов С.В., Салищев Г.А. / Materials Science Forum, Vols. 838-839 pp. 294-301(2016)
9. Уманский А.П. Влияние дисперсных добавок диборида титана на структуру и свойства hvaf-покрытий системы (Ni-Cr-Si-B)—TiB₂ / Уманский А.П., Терентьев А.Е., Стороженко М.С., Кисель В.М., Евдокименко Ю.И., Варченко В.Т. / Авиационно-Космическая Техника и Технология, 2013, No 9 (106)
10. Газотермические покрытия из порошковых материалов [Текст]: справ./ Ю.С. Борисов, Ю.А.Харламов, С.Л. Сидоренко, Е.Н. Ардатовская. — К.:Наукова думка, 1983.—568 с.
11. Методика горячего напрессовывания износостойких композиционных окрытий из Cr₃C₂ и сплава на основе никеля [Текст] / Н.П. Бродниковский, А.А. Михайлов, К.С. Чирик и [др.] // Электронная микроскопия и прочность материалов: сб. научн. тр. ИПМ. — Вып. 16. — К., 2009. — С. 49-53.
12. Клинская-Руденская Н.А. О влиянии тугоплавких добавок на структуру и свойства покрытий из самофлюсующихся сплавов / Н.А. Клинская-Руденская, Б.П. Кузьмин // Физика и химия обработки материалов — 1996. — № 1. — С. 55-61
13. Стороженко М.С. Механізми зношування керамічних матеріалів системи TiB₂-SiC / Стороженко М.С. / Проблеми трибології (Problems of Tribology) 2013, № 3
14. Орешкин В.Д. Исследование взаимодействия двойного диборида титана, хрома с ферросплавами / В.Д. Орешкин, А.Д. Панасюк, М.С. Боровикова // Износостойкие наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений. - К. : Наук. думка, 1977. - С. 33-39.
15. Самсонов Г.В. Влияние добавок кремния, молибдена, хрома и олова на адгезию в системах (Ti, Cr)B₂ - мельхиор / Г.В. Самсонов, А.Д. Панасюк, Г.К. Козина // Высокотемпературные бориды и силициды. - К. : Наук. думка, 1978. - С. 123-126.
16. Уманский А.П. Взаимодействие диборида титана-хрома со сплавами Fe-Ni / А.П. Уманский, А.Д. Панасюк, В.П. Коновал // Адгезия расплавов и пайка материалов. - 2006. - Вып. 39. - С. 28-39.
17. Уманский А.П. Контактное взаимодействие двойного диборида титана и хрома со сплавами Fe-Cr / [А.П. Уманский, В.П. Коновал, А.Д. Панасюк, Е.П. Дворник] // Порошковая металлургия. - 2007. - № 1/2. - С. 109-115.
18. Уманский А.П. Исследование контактного взаимодействия диборида титана-хрома со сплавами Ni-Cr / [А.П. Уманский, Е.П. Пугачевская, В.П. Коновал] // Адгезия расплавов и пайка материалов. - 2008. - Вып. 41. - С. 44-52.
19. Коновал В.П. Дослідження контактної взаємодії композитів на основі дибориду титану-хрому із сплавом на основі NiAl // Адгезия расплавов и пайка материалов, 2012. - Вып. 45. - С. 55-60.
20. Терентьев А.Е., Красовский В.П., Стороженко М.С., Уманский А.П., Марценюк И.С. Исследование закономерностей смачивания боридов циркония, титана, хрома и карбида титана самофлюсующимся сплавом на никелевой основе / А.Е. Терентьев, В.П. Красовский, М.С. Стороженко, А.П. Уманский, И.С. Марценюк / Адгезия расплавов и пайка материалов. - 2012. - вып. 45. — с. 79-85
21. Sari N.J. Improvement of wear resistance of wire drawing rolls with Cr-Ni-B-Si+WC thermal spraying powders / N.J. Sari, M. Yilmaz // Surface and Coatings Technology. — 2008. — V.202. — P. 3136-3141.
22. Гармата В. А. Титан: свойства, сырьевая база, физико-химические основы и способы получения / В. А. Гармата, А.Н. Петрунько, Н.В. Галицинский. — М.: Металлургия, 1983. — 558 с.
23. V. Basu, G.V. Raju, A.K. Suri, Processing and properties of monolithic TiB₂ based materials. International Materials Reviews 51 (2006) 352-374.
24. Приходько Г.В. Про взаємодію високотемпературних металевих розплавів з диборидом титану (TiB₂) [Текст] / Г.В. Приходько // Системи розроблення та поставлення продукції на виробництво : матеріали І Міжнародної науково-практичної конференції, м. Суми, 17-20 травня 2016 р. / Ред.кол.: О.Г. Гусак, К.О. Дядюра. - Суми : СумДУ, 2016. - С. 240-241.
25. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. — К.: Наук. думка, 1972. — 196 с
26. Eremenko V.N. and Naidich Y.V. Wetting of borides and carbides with liquid metals / V.N. Eremenko and Y.V. Naidich / Russian Journal of Inorganic Chemistry 4 (1959) 931-34.
27. Weirauch Jr D., Krafick W., Ackart G., Ownby P. The Wettability of Titanium Diboride by Molten Aluminum Drops. / D. Weirauch Jr, W. Krafick, G. Ackart, P. Ownby / Journal of Materials Science, 40 (2005) 2301-2306.
28. Sobczak N. Wetting phenomenon as a factor affecting structure and properties of metal-ceramic materials produced by liquid phase processes. Foundry Research Institute, Krakow, Poland, 2004. (in Polish)
29. Natalia Sobczak, Jerzy Sobczak, Rajiv Asthana and Robert Purgert. The mystery of molten metal. The 69th World Foundry Congress (WFC), Hangzhou, China 2010

Рецензенти:**Шваб'юк В.І.**, д.т.н., професор кафедри технічної механіки;**Петюк О.Є.**, директор СП ТзОВ "Хедос Луцьк".

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 621.791

В.В. Мачуляк*Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України***МИКРОЛЕГУВАННЯ ТИТАНОМ, БОРОМ, МОЛІБДЕНОМ ТА АЛЮМІНІЄМ ПРИ МОКРОМУ ПІДВОДНОМУ ЗВАРЮВАННІ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ**

Розроблено новий порошковий дріт з системою мікролегування Ti+B. Розглянуто вплив мікролегування зварного шва титаном, бором, алюмінієм, молібденом на його механічні властивості при підводному зварюванні. Досліджено структуру металу, яка утворилася в результаті мікролегування, основні механічні показники наплавленого металу. Механічні властивості металу шва відповідають вимогам класу А Специфікації підводного зварювання ANSI/AWS D3.6.

Ключові слова: підводне мокре зварювання, мікролегування, голчастий ферит.

В.В. Мачуляк**МИКРОЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНОМ, БОРОМ, МОЛИБДЕНОМ И АЛЮМИНИЕМ ПРИ МОКРОЙ ПОДВОДНОЙ СВАРКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**

Разработана новая порошковая проволока с системой микролегирования Ti + B. Рассмотрено влияние микролегирования сварного шва титаном, бором, алюминием, молибденом на его механические свойства при подводной сварке. Исследована структура металла, которая образовалась в результате микролегирования, основные механические показатели наплавленного металла. Механические свойства металла шва соответствуют требованиям класса А Спецификации подводной сварки ANSI / AWS D3.6.

Ключевые слова: подводная мокрая сварка, микролегирования, игольчатый феррит.

V. Machulyak**MICROALLOYING BY TITANIUM, BORUM, MOLYBDENIUM AND ALUMINIUM FOR WET UNDERWATER WELDING OF LOW CARBON STEEL**

Main conceptual basis for developing new cored wire was possibility of applying the experience of successful experiments with microalloying while air welding before underwater wet welding.

Was considered the influence of weld joint microalloying by titanium, borium, molybdenum and aluminum on its mechanical properties while welding butt joints on the backup bar that remains under water. The structure of metal formed in the result of microalloying, main mechanical properties of weld metal were investigated. Were defined optimum microalloying proportions that increase the mechanical fracture of weld metal and provoke developing of acicular ferrite.

Mechanical properties of weld metal that meet the requirements of A Class Underwater Welding Specification ANSI/AWS D3.6.

Keywords: underwater wet welding, microalloying, acicular ferrite.

Постановка проблеми. Вимоги до якості і надійності зварних з'єднань, виконаних під водою, постійно зростають. Зварні шви сучасних підводних металоконструкцій відповідального призначення часто за рівнем властивостей не повинні поступатися швам, виконаним на суші. У той же час фізико-хімічні і металургійні процеси при зварюванні під водою протікають у важких, екстремальних умовах, які обумовлюють складність проблем одержання якісних з'єднань. Це пов'язано не стільки з технічними, скільки з тепловими і металургійними особливостями зазначеного способу: інтенсивним тепловідведенням, значним насиченням розплавленого металу воднем, підвищеним тиском навколишнього середовища.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. При зварюванні під водою найбільшим недоліком зварних з'єднань є низький рівень пластичних властивостей зварного з'єднання, через те, що метал швидко охолоджується за допомогою води. Підвищення пластичності металу шва можна досягнути металургійним шляхом, за рахунок поліпшення мікроструктури, вводячи в зварний шов додаткові легуючі елементи. Найкращою умовою для підвищення пластичних властивостей є створення умов для формування голчастого фериту.

У результаті досліджень процесу сухого гіпербаричного зварювання, було встановлено оптимальне сполучення кількості марганцю, вуглецю і кисню, при якому у зварному шві утвориться максимальна кількість голчастого фериту. Також досліджено, що мікролегування такими компонентами, як алюміній, молібден, бор та титан сприяють поліпшенню структури та підвищенню пластичності металу шва, утворенню голчастого фериту.

Постановка завдання. Метою роботи є дослідження впливу мікролегуючих компонентів на механічні властивості металу шва та розроблення якісно нового самозахисного порошкового дроту для підводного мокрого зварювання низьколегованої сталі. При підводному зварюванні

основними структурними складовими в металі шва є зернограничний ферит і ферит із другою фазою, що характеризуються низькими пластичними властивостями, тому для підвищення пластичних властивостей необхідно зменшити їх частку у металі шва, при збільшенні частки ГФ.

Викладка основного матеріалу дослідження. В ході експериментальних дослідження було виготовлено партію порошкових дротів на базі загальновідомого порошкового самозахисного дроту для підводного зварювання рутил-руднокислого типу ППС-АН1 діаметром 1.6мм. До шихти дроту ППС-АН1 вводили добавки Al, Mo, FeTi та FeV за рахунок зменшення кількості залізного порошку. Добавки FeTi та FeV вводилися через те, що легування Ti та V у чистому вигляді не можливе. Зварювання проводилося в стаціонарних умовах у лабораторному басейні на глибині 1 м, зварювальному тракторі ТС-17 адаптованому для підводного зварювання в стаціонарній лабораторії ІЕЗ ім. Є.О. Патона.

Зразки МИ-34 і МИ-12(П) для механічних досліджень, а також шліфи для оптичних досліджень і досліджень хімічного складу наплавленого металу, виготовлялися зі стикового з'єднання, на підкладці що залишається, матеріал Ст3. Шов багато прохідний, 7-9 проходів в залежності від формування валика.

Алюміній в метал шва вводився у співвідношенні 10% та 20%. В обох випадках встановили, що мікролегування алюмінієм погіршує формування шва та горіння дуги. В результаті чого з'являються численні дефекти, знижується пластичність металу шва. При вмісті легуючого компоненту Al=10% у шихті зварювального дроту, Iзв=180-200А, Uзв=32-33В, спостерігалася інтенсивне газовиділення із зони зварювання, формування шва з великою лускуватістю. При Al=10% – Iзв=180-200А, Uзв=32-33В також спостерігалася інтенсивне газовиділення із зони зварювання та формування шва з великою лускуватістю, дуга не стабільна, також шлакова кірка мала численні розриви. Зниження вмісту легуючого компоненту Al=5% позитивного результату не дало, негативні явища притаманні попереднім дослідом мали місце. Даних з механічних випробувань не вдалося отримати, так як метал шва мав численні дефекти, що є концентратором напружень, тому розриви відбувалися в дефектних місцях майже одразу після навантаження.

Мікролегування молібденом (вміст легуючого елементу Mo=5%, Iзв=180-190А, Uзв=30-32В) покращує процес горіння дуги при підводному зварюванні, формування шва є задовільним. Ця тенденція зберігається також при вмісті Mo=10% та Mo=20% у шихті зварювального дроту. Дослідження пластичності металу шва при мікролегуванні молібденом показали несуттєві зміни пластичності у порівнянні з базовою шихтою порошкового дроту і складають $\delta=10-12\%$.

Сумісне легування Al5%+Mo5% не дало позитивного результату: нестійке горіння дуги з численними дефектами металу шва, незадовільне формування валика шва (рис.1). Подальші дослідження з мікролегуванням Al та Mo не проводилися.

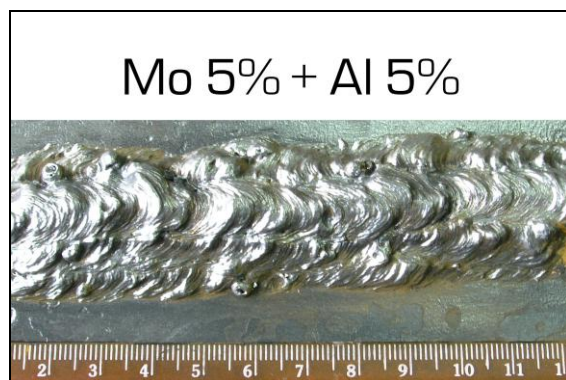


Рис.1. - Зовнішній вигляд зварного шва при підводному зварюванні.

Аналізуючи отримані дані при системі легування FeTi та FeV зварного шва, можна зробити висновок, що при всіх способах легування міцність зварного з'єднання підвищується не суттєво, однак зміна пластичності має неоднозначний характер. Так у зразках №3 та №8 $\delta=17,7\%$ та $\delta = 16,0\%$ відповідно. Також при сумісному максимальному легуванні (зразок №9) міцність з'єднання підвищуються не суттєво, але різко падає пластичність (6.3%), при зварюванні таким порошковим дротом виникали деякі труднощі, зварювальна дуга була не стабільною, утворювалися багаточисельні дефекти у вигляді шлакових включень і пор.

Виконана поліномінальна інтерполяція експериментальних даних дозволила встановити розподіл значень відносного видовження та тимчасового зусилля розриву від вмісту бору та

титану у зварному шві. З контурної карти розподілу (рис.2-3) видно, що найбільше значення пластичності досягається при вмісті Ti – 0,005...0,01% і В - 0,0015...0,0025% у зварному шві.

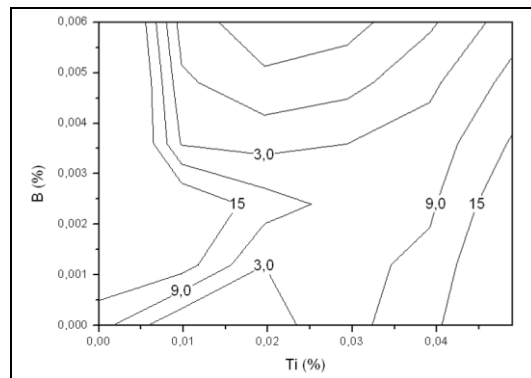


Рис. 2. - Залежність пластичності металу шва від вмісту Ti та В у ньому.

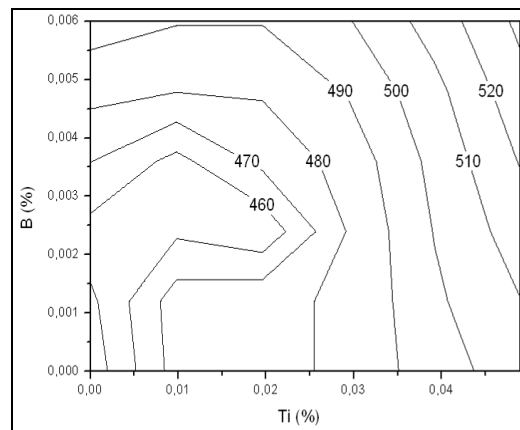


Рис. 3. - Вплив вмісту Ti та В у шві на тимчасове зусилля розриву.

Під час металографічних досліджень, відмічено наявність дефектів у всіх зразках, що характерно для зварювання під водою. Структура металу шва зразка №1, що виконувався дротом ППС-АН1 без легування Ti та В представляє собою феритну матрицю та дрібні карбіди. Мікротвердість металу останнього валика складає $HV1=1880...2130$ МПа. При введенні бору кількість карбідів зменшується, що призводить до зниження мікротвердості $HV1=1760...1870$ МПа. Структура металу шва – ферито-карбідна суміш.

При легуванні титаном, структура представляє собою ферит різних модифікацій: з упорядкованою та неупорядкованою другою фазою, полігональний ферит та невелика кількість ділянок з голчастим феритом та бейнітом. Твердість підвищилася $HV1=2430...2850$ МПа. Структура навколошовної зони металу шва представляє собою феритно-карбідну суміш, де карбіди дрібніші ніж в ділянках з литою структурою і розташовані більш компактно. Зі збільшенням масової частки титану у шві в структурі останнього шару спостерігаються такі модифікації фериту: з упорядкованою і не упорядкованою другою фазою, полігональний ферит вздовж границь кристалітів. Виділення полігонального фериту більш крупні, а голчастого фериту немає. При сумісному легуванні Ti та В суттєвих змін не спостерігається у порівнянні з роздільним легуванням. Структура швів складається з різноманітних модифікацій фериту, змінюється переважно співвідношення між кількістю фериту з упорядкованою і неупорядкованою другою фазою.

Користуючись контурною картою розподілу значень відносного видовження від вмісту бору та титану у зварному шві, з метою оптимізації вмісту титану та бору у зварювальних матеріалах для підводного зварювання та зварному шві, було виготовлено нову партію з трьох самозахисних порошкових дротів (№11, №12 та №13).

При зварюванні стикового з'єднання дротом №11, спостерігалися багаточисленні шлакові включення, непровари, обриви дуги, значне розбризкування металу, погане формування валика шва, велика лускуватість та погане розтікання розплавленого металу. Що дало підстави для припинення подальшого дослідження даного дроту і системи його легування. При зварюванні

дротами №12 та №13 (рис.4) формування валика шва було задовільне, процес зварювання стабільний. В цілому можна зробити висновок, що зниження вмісту легуючих компонентів до $Ti=0,003\%$ та $B=0,002\%$ сприяє підвищенню пластичності металу шва до 20,8%, при чому міцність залишається на досить високому рівні. В процесі експериментів визначено оптимальні параметри режиму зварювання для дроту №13: $U_{зв}=31...32$ В, $I_{зв}=180...190$ А, $L_B=15...20$ мм, полярність зворотна.



Рис. 4. - Зварне з'єднання виконане дротом №13 з оптимізованим вмістом легуючих компонентів

Досліджено метал шва зразка №13 і ЗТВ на предмет дефектів та неметалічних включень. Виявлено велику кількість дрібних включень (в основному оксиди та силікати) у шві, а також крупні складні оксиди в невеликій кількості. На границях між валиками є поодинокі пори. Тріщин у шві не спостерігається.

Структура металу в корені шва феритна з незначною кількістю перлітної складової. Структура складається з поліедричного, полігонального (розташованого вздовж зерен кристалізації), відманштеттового фериту, а також пластинчатого фериту з неупорядкованою другою фазою, даний факт місце і в попередніх експериментах. Голчатого фериту в металі шва не виявлено. Зварювання стикового з'єднання на глибині 10 та 20 метрів дротом №13, дало позитивний результат у вигляді задовільного формування валика, відсутності пор, тріщин, шлакових включень у металі шва. Все це свідчить про справедливості твердження, щодо можливості перенесення досвіду проведення успішних експериментів з мікролегування титаном та бором при зварюванні на повітрі до підводного мокрого зварювання. Однак встановлено, що в оптимально область вмісту Ti та B у зварному шві не співпадає з областю максимальних механічних властивостей шва. Механічні властивості металу відповідають вимогам класу А Специфікації підводного зварювання ANSI/AWS D3.6.

Висновки. В процесі експериментальної роботи встановили, що мікролегування титаном та бором дозволяє ефективно керувати механічними показниками металу шва. Мікролегування алюмінієм погіршує формування шва та горіння дуги, призводить до розривів шлакової кірки, в результаті чого з'являються численні дефекти, знижується пластичність металу шва. Мікролегування молібденом покращує процес горіння дуги, дуга стабільна, однак спостерігається зниження пластичності при механічних випробуваннях. У металі шва також спостерігаються численні дефекти. Визначено оптимальний вміст титану та бору у металі зварного шва, що становить 0.003% титану та 0.002% бору, при якому рівень пластичних властивостей становить 20.8%.

Металографічні дослідження показали, що область з максимальною кількістю голчатого фериту не співпадає з визначеною областю максимальних механічних властивостей. В умовах зварювання під водою збільшення частки голчатого фериту призводить до окрихчення металу шва. При сумісному легуванні Ti та B структура швів складається з різноманітних модифікацій фериту, змінюється переважно співвідношення між кількістю фериту з упорядкованою і неупорядкованою другою фазою.

Розроблено самозахисний порошковий, котрий забезпечує такі механічні властивості металу шва: відносне видовження металу шва $\delta=20.8\%$; межа міцності металу шва $\sigma_B=469.6$ МПа; тимчасове зусилля розриву $\sigma=469.6$ МПа; ударна в'язкість $KCV=36,8$ Дж/см².

Перелік посилань:

1. ANSI/AWS.D3.6. Specification for underwater welding.
2. Ibarra S., Grabbs C., Olson D. (1988) Fundamental approaches to underwater welding metallurgy. *Journal of Metals*. №12. pp. 8-10.
3. Masubuchi K., Gaudiano A.V., Reynolds T.J. Technologies and practices of underwater welding // *Underwater welding: Proc. Intern. conf.. Trondheim, June 27-28, 1983. - Oxford: S.a., 1983. - P. 49-70*
4. Olson D. (1990) The Influence of Boron and Titanium on Low Carbon Steel Weld Metal. *Welding Journal*. №4. p.151-158.
5. Sanchez-Osio A., Liu S., Olson D., Ibarra S. (1993) Underwater Wet Welding Consumables for Offshore Applications. *Proc. 12th Int. Conf. of Offshore Mechanics and Arctic Engineering. V.3. Part A. P. 119-128.*
6. Грабин В., Денисенко А. (1978) *Металоведение сварки низко- и среднелегированных сталей*. Наукова думка. Україна, Київ.
7. Каблуковский А., Ябуров С. (1999) Преимущества микролегирования стали титаном с помощью порошковой проволоки. *Металлург*.
8. Кононенко В. (2002) Современное состояние подводной сварки и резки в Украине. *Автоматическая сварка*. №2.С. 44-48.
9. Максимов С., Кражановский Д. (2006) Содержание игольчатого феррита в металле швов при подводной сварке. *Автоматическая сварка*. №1. с. 62-64.
10. Максимов С., Мачуляк В., Шеремета А. (2012) Визначення впливу мікролегуювання на механічні властивості металу шва. *Матеріали V всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології»*. Україна, Київ.
11. Максимов С., Мачуляк В., Шеремета А., Гончаренко О. (2014) Влияние микролегирования титаном и бором металла шва при сварке под водой на его механические свойства. *Автоматическая сварка*. №6-7. С. 79-83.
12. Мачуляк В., Котик В. (2013) Вплив титану та бору на пластичність шва при підводному зварюванні. *Матеріали VI всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології»*. Україна, Київ.
13. Мачуляк В.В. (2016) Розробка порошкового дроту для мокрого підводного зварювання. *Монографія «Сучасні проблеми зварювання та споріднених технологій»*. Україна. Київ.
14. Мачуляк В. В. (2016) Self-protective cored wire for under water welding of low-carbon steel. *Матеріали конференції «Welding and related technologies»*. Slovakia, Bratislava.

Рецензенти:

Рижов Р.М., викладач НТУУ «КПІ» ім. І.Сікорського, д.т.н., проф.

Скульський В.Ю., старший науковий співробітник ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАНУ, д.т.н.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2017

УДК62-822:622.6

Р.Р. Обертюх, А.В. Слабкий, М.В. Марущак*Вінницький національний технічний університет***ВІБРОУДАРНІ ГІДРОІМПУЛЬСНІ ПРИСТРОЇ ПІДВИЩЕНОЇ ШВИДКОДІЇ ДЛЯ ДИНАМІЧНОГО ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ МАШИН З ВБУДОВАНИМИ ГЕНЕРАТОРАМИ ІМПУЛЬСІВ ТИСКУ**

Розглянуто нові конструкції гідроімпульсних малогабаритних пристроїв для поверхневого пластичного деформування поверхонь металевих деталей з метою їх зміцнення. За рахунок використання в силових ланках пристроїв прорізних пружин і суміщення в одному вузлі функцій силової ланки та генератора імпульсів тиску підвищено швидкодію та енергомісткість пристроїв.

Ключові слова: віброударний; генератор імпульсів тиску; гідроімпульсні; деформація; енергія; енергоносій; жорсткість; зміцнення; поршень – ударник; прорізна пружина; тиск.

Р.Р. Обертюх, А.В. Слабкий, М.В. Марущак**ВИБРОУДАРНЫЕ ГИДРОИМПУЛЬСНЫЕ УСТРОЙСТВА ПОВЫШЕННОГО БЫСТРОДЕЙСТВИЯ ДЛЯ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ МАШИН С ВСТРОЕННЫМИ ГЕНЕРАТОРАМИ ИМПУЛЬСОВ ДАВЛЕНИЯ**

Рассмотрены новые конструкции гидроимпульсных малогабаритных устройств для поверхностного пластического деформирования поверхностей металлических деталей с целью их укрепления. За счет использования в силовых звеньях устройств прорезных пружин и совмещение в одном узле функций силового звена и генератора импульсов давления повышено быстродействие и энергоёмкость устройств.

Ключевые слова: виброударные; генератор импульсов давления; гидроимпульсные; деформация; энергия; энергоноситель; жесткость; упрочнение; поршень - ударник; прорезная пружина; давление.

R. Obertyuh, A. Slabkyi, M. Marushchak**VIBRATION - PERCUSSIVE HYDRAULIC - PULSE DEVICES ENHANCED PERFORMANCE FOR DYNAMIC STRAIN HARDENING SURFACES OF MACHINE PARTS WITH INTEGRATED OF PRESSURE PULSE GENERATOR**

In the article considered new design hydro-pulse of compact devices for surface plastic deformation of surfaces of metal parts for the purpose of their strengthening. Through the use as power units for devices a slotted springs and combination of functions of power part and pressure pulse generator in one node, we had increased performance and energy intensity of devices.

Keywords: vibration - percussive; pressure pulse generator; hydraulic - pulse; deformation; energy; energy carrier; rigidity; strengthening; piston - percussionist; slotted spring; pressure.

Вступ. Сучасні методи динамічного зміцнення поверхонь металевих деталей, що ґрунтуються на способах зміцнення за допомогою імпульсного навантаження, забезпечують якісне зміцнення поверхонь деталей і дозволяють вирішувати інші технологічні задачі, які неможливо здійснювати традиційними способами і засобами. Одним з напрямів динамічного зміцнення є оброблення з використанням віброударного обладнання. Проте традиційне віброударне оснащення має ряд недоліків, таких як громіздкість конструкції, складність регулювання параметрів вібронавантаження та відносно мале корисне зусилля оброблення, якщо використовується технологічне обладнання невеликих габаритів. Використання пружних елементів високої жорсткості типу прорізних і тарілчастих пружин і побудова пристроїв для деформаційного зміцнення на базі гідроімпульсного приводу відкриває перспективи удосконалення та розширення технологічних можливостей обладнання для динамічного зміцнення поверхонь металевих деталей.

Теоретичними та експериментальними дослідженнями малогабаритних гідроімпульсних пристроїв для деформаційного зміцнення та віброточіння оснащених прорізними і тарілчастими пружинами з вбудованими генераторами імпульсів тиску (ГІТ) [1, 2], було встановлено, що недостатня площа поперечного перерізу зливної щілини під час відкриття запірної ланки ГІТ пристрою сповільнює зниження тиску енергоносія «відкриття» ГІТ p_1 до тиску p_2 його «закриття», що зменшує швидкодію пристрою та корисну енергію удару силової (робочої) ланки пристрою.

Для оцінки впливу площі прохідного перерізу зливного гідроканалу ГІТ на швидкодію гідроімпульсних пристроїв розглянемо спрощену принципову схему (див. рис. 1) узагальненого

гідроімпульсного пристрою для зміцнення поверхонь металевих деталей пластичним поверхневим деформуванням (ППД).

Силу ланку пристрою – поршень 1 навантажено пружним елементом 2, який створює технологічне зусилля F_T , що в процесі робочого циклу пристрою змінюється від

$$F_T = \kappa \cdot y_0 \tag{1}$$

до

$$F_{T_{\max}} = \kappa \cdot (y_0 + h_n), \tag{2}$$

де κ, y_0 – жорсткість і попередня деформація пружного елемента 2; h_n – робочий хід поршня 1.

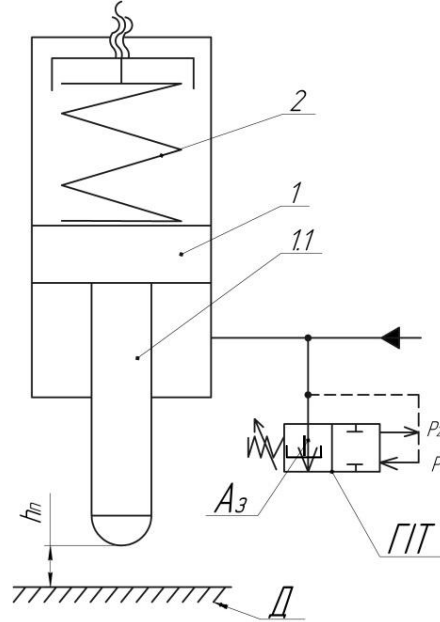


Рис. 1. – Спрощена принципова схема узагальненого гідроімпульсного пристрою для пластичного поверхневого деформування

Припустимо, що зворотний хід поршня 1 є рівноприскореним, тоді для середньої швидкості \bar{V}_n поршня, за умови, що початкова швидкість поршня $V_{on} = 0$, справедлива, згідно другого закону Ньютона, залежність:

$$\bar{V}_n = \sqrt{2a_n h_n} = \sqrt{(2\bar{F}_T h_n) / m_{нзз}} \tag{3}$$

де $a_n = \bar{F}_T / m_{нзз}$ – середнє прискорення поршня 1; $\bar{F}_T = 0,5(F_{T_{\min}} + F_{T_{\max}}) = \kappa(y_0 + 0,5h_n)$ – середня рушійна сила поршня; $m_{нзз}$ – зведена маса поршня, що враховує масу поршня та приєднаних до нього деталей.

Швидкість потоку енергоносія (робочої рідини) в зливній щілині ГІТ з площею прохідного перерізу A_3 за умовою нерозривності потоку повинна бути рівною середній швидкості \bar{V}_n . У цьому випадку середню витрату \bar{Q}_n рідини через переріз A_3 можна оцінити за відомою формулою [3]:

$$\bar{Q}_n = \bar{V}_n A_n, \tag{4}$$

де $A_n = \pi d^2 / 4$ – площа поперечного перерізу поршня 1.

Припустимо, що для турбулентного руху робочої рідини справедлива залежність [3]:

$$Q_n = \bar{\mu} A_3 \sqrt{(2\Delta p) / \rho}, \tag{5}$$

де $\bar{\mu}$ – середній коефіцієнт витрати на перерізі A_3 ; Δp – середній перепад тиску на зливній щілині ГІТ перерізом $\bar{\mu}$; ρ – густина енергоносія.

Прирівнюючи (4) та (5), знайдемо перепад тиску $\overline{\Delta p}$:

$$\overline{\Delta p} = \frac{\overline{F_T h_n \rho}}{\mu m_{n33}} \cdot \frac{A_n^2}{A_3^2} = \frac{B}{A_3^2}, \quad (6)$$

де $B = (\overline{F_T h_n \rho A_n^2}) / (\mu^2 m_{n33}) = const.$

Перепад тиску $\overline{\Delta p}$, під час робочого ходу поршня 1, яким є його зворотний хід, що відбувається після спрацювання (відкриття) ГПТ здійснює роботу, що зменшує кінетичну енергію поршня 1, яка в кінці його зворотного ходу переходить в енергію ударної взаємодії штока поршня 1.1 (див. рис. 1) з поверхнею деталі D , що обробляється. Із залежності (6) очевидно, що $\overline{\Delta p}$ обернено залежить від квадрата площі A_3 , тобто чим більша A_3 тим менше $\overline{\Delta p}$ та більша корисна енергія ударної взаємодії штока 1.1 та поверхні деталі D .

Віброударні гідроімпульсні пристрої підвищеної швидкодії для динамічного деформаційного зміцнення поверхонь деталей машин з вбудованими генераторами імпульсів тиску

Мінімальні габарити гідравлічних пристроїв для пластичного поверхневого деформування (ППД) металевих деталей машин, з метою зміцнення їх поверхонь в цілому або, наприклад, зон концентрації напружень, що суттєво підвищує втомну міцність деталей, досягається, якщо вдається вбудувати розподільні елементи ГПТ в силові ланки пристроїв або поєднати функції силової ланки, пружного елемента, виконаного з метою мінімізації, наприклад, у вигляді прорізної пружини, та ГПТ в одному вузлі чи деталі.

В результаті схемного пошуку авторами цієї роботи було створено ряд конструкцій гідроімпульсних пристроїв для ППД підвищеної швидкодії, новизна яких захищена патентами України та корисну модель [4 – 6].

З метою підвищення енергії, що затрачується пристроєм на ППД поверхонь металевих деталей розроблено конструкцію (рис. 2) гідроімпульсного пристрою [4], в якому силову ланку виконано у вигляді поршня 3, суміщеного з прорізною пружиною, яка має високу жорсткість за малих габаритів.

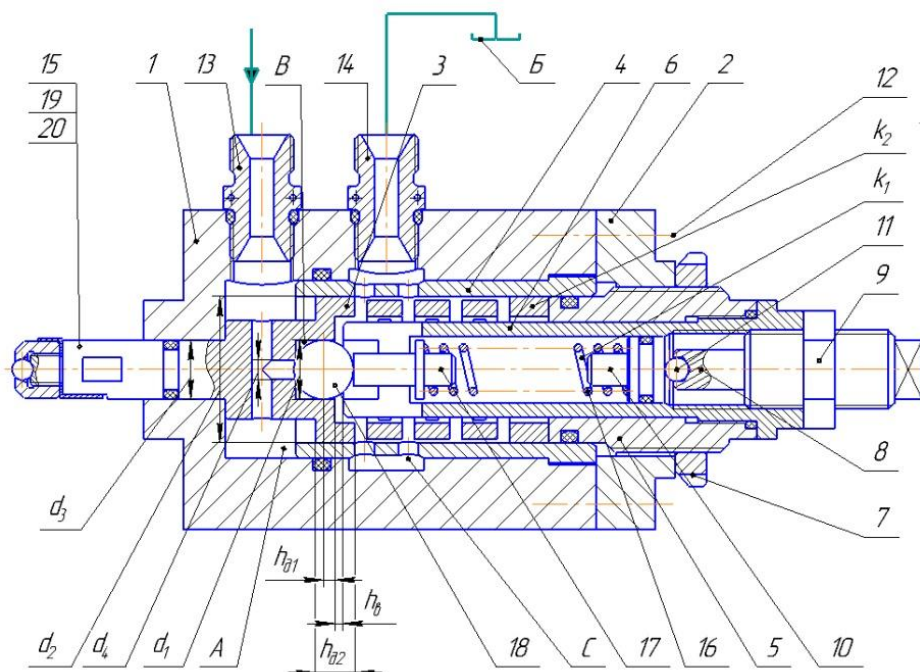


Рис. 2. – Конструкція гідроімпульсного пристрою для ППД поверхонь металевих деталей з силовою ланкою, суміщеною з прорізною пружиною

Однокаскадний ГПТ пристрою параметричного типу складається із запірною елементом – кульки 18, установленого в ступінчастій розточці силового елемента – поршня 3, напрямна частина якого (хвостовик) виконана у вигляді прорізної пружини (ПП) жорсткістю k_2 .

Край поршня 1 з боку напірної порожнини A оформлено у вигляді робочої кромки золотника, що утворює зі зливними отворами в гільзі 4 додатне перекриття h_{σ_2} . Таке виконання поршня 1 за суттю збільшує площу прохідного перерізу зливної щілини $A_{ГП} = \pi d_1 h_{\sigma_1}$ ГПТ (тут d_1 діаметр кульки 18, спряжений за ходовою точною посадкою з поверхнею діаметром d_2 розточки в поршні 1; h_{σ_1} – від’ємне перекриття кульки 18: $h_{\sigma_1} = h_1 - h_{d_1}$, де h_1 – повний хід кульки 18; h_{σ_1} – додатне перекриття кульки 18 – відстань від краю розточки діаметром d_1 в поршні 1 до лінії торкання поверхонь розточки та кульки 18 до діаметру d_2).

Кулька 18 навантажується витою циліндричною пружиною 16 жорсткістю k_1 через натискний плунжер 17. Попередня деформація пружини 16 регулюється гвинтом 8. Попередня деформація ПП регулюється незалежно трубочастим гвинтом 5. Гайки 7 та 9 контрять гвинти 8 і 5.

Параметричний характер спрацювання ГПТ забезпечується внаслідок зміни площі поперечного перерізу запірного елемента – кульки 18 ГПТ протягом циклу його спрацювання. Відкриття ГПТ відбувається за досягнення в гідросистемі привода пристрою (напірній порожнині A) рівня тиску робочої рідини (енергоносія) [7]

$$p_1 \geq k_1 y_{01} / A_4 = 4k_1 y_{01} / (\pi d_4^2), \quad (7)$$

де y_{01} – попередня деформація пружини 16; $A_4 = \pi d_4^2 / 4$ – площа першого ступеня герметизації ГПТ; d_4 – діаметр розточки (отвору) меншого діаметра в поршні 1, що перекривається кулькою 18. Під час з’єднання порожнини A і B (проміжна порожнина ГПТ) дія тиску «відкриття» p_1 ГПТ розповсюджується на всю площу поперечного перерізу кульки 18 $A_1 = \pi d_1^2 / 4$ – другий ступінь герметизації ГПТ. Це спричиняє прискорене переміщення кульки 18 на шляху h_{σ_2} і з’єднання порожнини A зі зливною порожниною C пристрою, яка через штуцер 14 сполучається з гідробаком B гідросистеми привода пристрою.

Повний хід поршня 1 підбирається таким, щоб у момент відкриття ГПТ поршень 1 пройшов додатне перекриття h_{σ_2} і напірна порожнина A додатково з’єдналась через від’ємне перекриття $h_{B_2} = h_{П} - h_{\sigma_2}$ зі зливною порожниною C (тут $h_{П}$ – повний хід поршня 1). Таким чином повна площа A_3 (див. рис. 1) зливного перерізу пристрою

$$A_3 = \pi d_1 h_{B_1} + \pi d_2 h_{B_2} = \pi (d_1 h_{B_1} + d_2 h_{B_2}), \quad (8)$$

суттєво збільшується, що спричинить різке зниження тиску енергоносія в гідросистемі пристрою з рівня p_1 до рівня зливного тиску $p_{зл} < p_2$, де

$$p_2 \leq \frac{k_1 (y_{01} + h_1)}{A_1} = \frac{4k_1 (y_{01} + h_1)}{\pi d_1^2} \leq \frac{p_1 A_4}{A_1} + \frac{k_1 h_1}{A_1}, \quad (9)$$

тиск «закриття» ГПТ [7].

Поршень 1 з ПП є елементами механічного акумулятора, що накопичує потенціальну енергію $\Delta E_n \cong 0,5k_2 h_{П}^2$ яка в кінці зворотного ходу поршня 1 більшою частиною перетворюється в кінетичну енергію E_k . Наближено рівняння енергобалансу можна записати так:

$$\Delta E_n = E_k + \Delta E_{fp}, \quad (10)$$

де $\Delta E_{fp} = k_{fp} \Delta E_n$ – витрати початкової потенціальної енергії на роботу проти сил тиску та тертя; $k_{fp} < 1$ – коефіцієнт витрати потенціальної енергії ΔE_n та роботу проти сил тиску, за припущення, що $p_2 > p_{зл}$ та режим тертя в напрямних поршня 1 і його елементах (ударний шток діаметром d_3 , див. рис. 2) близький до рідинного. Відомо [8], що за рідинного режиму тертя коефіцієнт тертя не перевищує $k_{fp} \approx 0,005...0,01$. З урахуванням наведених міркувань

$$E_k = \Delta E_n (1 - k_{fp}) = (0,99...0,995) \Delta E_n. \quad (11)$$

Під час взаємодії з поверхнею деталі, що обробляється, перетворення кінетичної енергії удару наближено можна описати рівнянням

$$E_k = E_{\Pi\theta} + E_{KB} = 0,5k_{\theta}\delta_{\Pi\theta}^2 + E_k k_B^2, \quad (12)$$

де $E_{\Pi\theta} = 0,5k_{\theta}\delta_{\Pi\theta}^2$ – потенціальна енергія пружної деформації поверхні деталі, що обробляється (тут k_{θ} – місцева (контактна) жорсткість деталі; $\delta_{\Pi\theta} \gg \delta_{\Pi\theta}$ – пружна місцева (контактна) деформація деталі за припущення, що вона значно більше місцевої пластичної деформації $\delta_{\Pi\theta}$); $E_{KB} = E_k k_B^2$ – кінетична енергія відскоку поршня 1 [9] в напрямку його прямого ходу; k_B – коефіцієнт відновлення швидкості для частково пружного удару штока поршня 1 по деталі.

З метою підвищення кінетичної енергії удару та спрощення конструкції ГІТ, розроблено [5] пристрій (рис. 3) силова ланка якого виконана у вигляді поршня – золотника – прорізної пружини (ПЗПП) 3 та додаткової прорізної пружини (ДПП) 6, розташованої в центральній осевій розточці ПЗПП (пружинній частині).

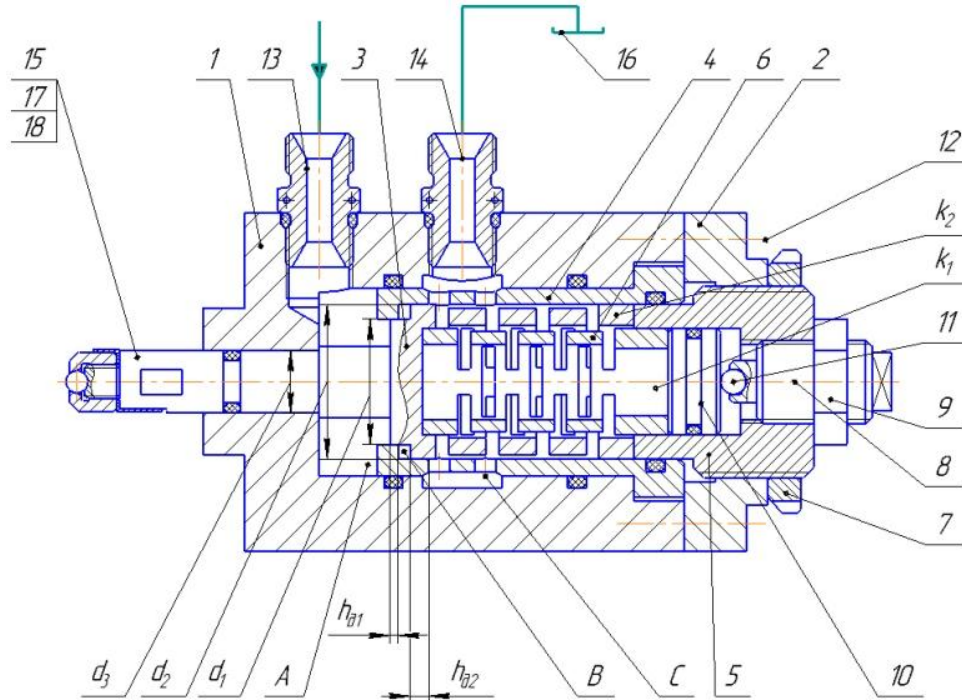


Рис. 3. – Конструкція гідроімпульсного пристрою для ПІД з силовою ланкою у вигляді ПЗПП і додаткової ПП

Попередню деформацію прорізних пружин ПЗПП 3 і ДПП 6 можна регулювати незалежно гвинтами 5 та 8. Таке виконання силової ланки дозволяє збільшити енергію удару за рахунок значної потенціальної енергії, яку можуть накопичувати дві паралельно встановлені прорізні пружини 3 та 6, та регулювати амплітуду віброударного навантаження.

Золотникова частина ПЗПП, у вигляді двох циліндричних виступів з діаметрами d_1 та d_2 ($d_2 > d_1$), спряжена з відповідними розточками гільзи 4 за точними ходовими посадками (не нижче 5 – 6 квалітету точності). За діаметрами d_1 та d_2 і відповідними розточками гільзи 4 утворені додатні початкові перекриття h_{θ_1} та h_{θ_2} , які разом із спряженнями за вказаними діаметрами ПЗПП з розточками гільзи 4 є основними геометричними параметрами однокаскадного золотникового ГІТ параметричного типу.

Основний недолік розглянутої конструкції пристрою – технологічна складність забезпечення співвісності точного спряження ПЗПП за трьома поверхнями по діаметрах d_1 , d_2 і d_3 (діаметр штока ПЗПП). Слід зауважити, що вимоги до точності спряження штока ПЗПП з його напрямною поверхнею в корпусі 1 пристрою, порівняно з точністю спряження герметизуючих елементів ГІТ за діаметрами d_1 та d_2 , дещо нижчі, оскільки герметизація спряження за діаметром d_3 здійснюється гумовим кільцем (на рис. 3 умовно не позначено).

З метою усунення якоюсь мірою описаного недоліку, розроблена конструкція гідроімпульсного пристрою [6] для деформаційного зміцнення матеріалів (рис. 4), де золотникова герметизація першого ступеня герметизації ГІТ, також як і в розглянутій конструкції пристрою

(див. рис. 3) суміщеного з ПЗПП, замінена на клапанну (фаскову), шляхом введення плаваючого сідла 15 з коротким ходом h_c .

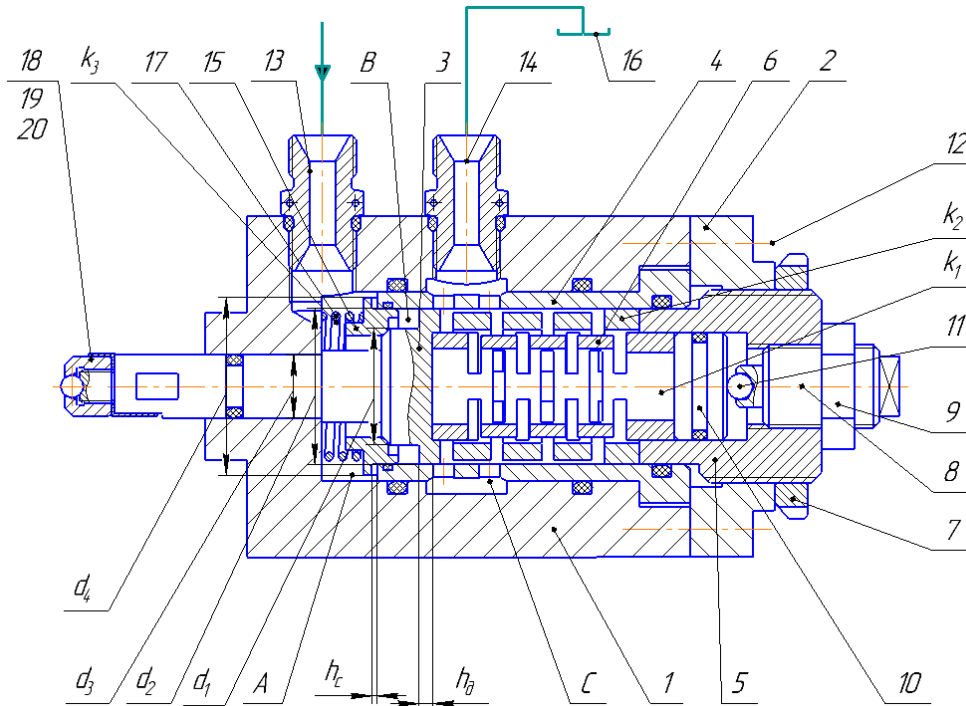


Рис. 4. – Конструкція гідроімпульсного пристрою для ППД з силовою ланкою у вигляді ПЗПП з ДПП та плаваючим сідлом першого ступеня герметизації ГТТ

Сідло 15 навантажено витою циліндричною пружиною 17, зусилля якої створює початковий контактний тиск на широкій притертій фасці першого ступеня герметизації ГТТ із середнім діаметром d_1 . Ця фаска виконана на одному із ступенів поршневої частини ПЗПП, а ступінь ПЗПП діаметром d_2 в спряженні з гільзою 4 утворює другий ступінь ГТТ з додатним перекриттям h_d . Сідло 15 своєю циліндричною частиною діаметром $d_4 = d_2$ направляє в розточці гільзи 4 та ущільнюється гумовим кільцем круглого перерізу.

Висновки

1. Створені на базі гідроімпульсного привода з використанням пружних елементів високої жорсткості малогабаритні пристрої для ППД поверхні металевих деталей, в яких функції ГТТ і силової ланки поєднані в одному вузлі, мають перевагу перед відомими аналогічними пристроями і можуть бути швидко впроваджені у виробництво, оскільки їх можна безпосередньо встановлювати на верстатах, наприклад, токарної групи, без зміни їх кінематичної схеми та перероблення функціональних вузлів.

2. Найбільш перспективними та компактними пристроями для ППД є гідроімпульсні пристрої, в яких в одному вузлі поєднані функції силової ланки, ГТТ та пружних елементів – накопичувачів потенціальної енергії.

Список використаної літератури

1. Обертюх Р. Р. Пристрої для віброточіння на базі гідроімпульсного привода: монографія / Р. Р. Обертюх, А. В. Слабкий. – Вінниця : ВНТУ, 2015. – 164 с.
2. Пат. № 74369 Україна, МПК В24В 39/04. Гідроімпульсний віброударний пристрій для деформаційного зміцнення деталей / Обертюх Р.Р., Слабкий А.В., Архипчук М.Р., Чернійко В.В., винахідники і власник Вінницький національний технічний університет. – u 2012 04409; заявл. 09.04.2012; опуб. 25.10.2012, Бюл. №20.
3. Абрамов Е. И. Элементы гидропривода : справочник / Абрамов Е. И., Колесниченко К. А., Маслов В. Т. – [2 – е изд. перераб. и доп.]. – Киев : Техніка, 1977. – 320 с.

4. Пат. № 103585 Україна, МПК (2015, 12) B24B 39/04. Гідроімпульсний віброударний пристрій для деформаційного зміцнення деталей / Обертюх Р.Р., Слабкий А.В., Марущак М.В.; заявник і власник Вінницький національний технічний університет. Опуб. 25. 12. 2015. Бюл. №24.
5. Пат. № 103682 Україна, МПК (2015, 12) B24B 39/04. Гідроімпульсний віброударний пристрій для деформаційного зміцнення деталей / Обертюх Р.Р., Слабкий А.В., Марущак М.В.; заявник і власник Вінницький національний технічний університет. Опуб. 25. 12. 2015. Бюл. №24.
6. Пат. № 103684 Україна, МПК (2015, 12) B24B 39/04. Гідроімпульсний віброударний пристрій для деформаційного зміцнення деталей / Обертюх Р.Р., Слабкий А.В., Марущак М.В.; заявник і власник Вінницький національний технічний університет. Опуб. 25. 12. 2015. Бюл. №24.
7. Іскович-Лотоцький Р.Д. Генератори імпульсів тиску для керування гідроімпульсними приводами вібраційних та віброударних технологічних машин: монографія/ Іскович-Лотоцький Р.Д., Обертюх Р. Р., Архипчук М. Р. – Вінниця : універсам – Вінниця, 2008. – 171 с.
8. Иосилевич Г. Б. Детали машин : учеб. для студентов машиностроит. спец. вузов / Иосилевич Г. Б. – [4 – е изд. перераб. и доп.]. – М. : Машиностроение, 1988. – 376 с.
9. Кульмачев В. Е. Законы и формулы физики (отв. Ред. В. К. Тертаковский)/ В. Е. Кузьмачев. – Киев : Наук. Думка, 1989. – 864 с.

Рецензенти:

Веселовська Н.Р., д.т.н., проф., Зав. кафедри «Машини та обладнання с.-г. виробництв» Вінницького національного аграрного університету;

Сивак І.О., д.т.н., професор кафедри «Технології та автоматизації машинобудування» Вінницького національного технічного університету.

УДК 621.921.343-492.2.:541.128.13

Н.О. Олійник¹, Г.А. Петасюк¹, Г.Д. Ільницька¹, Г.А. Базалій¹, Г.Г. Пюра¹, М.М. Циба²*Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України¹**Інститут сорбції проблем ендоекології НАН України²***ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДИФІКОВАНИХ НАНОПОРОШКІВ
СИНТЕТИЧНОГО АЛМАЗУ**

Наведено результати експериментальних досліджень формування у нанопорошків синтетичних алмазів фізико-хімічних, адсорбційно-структурних, електропровідних і магнітних характеристик, вмісту і складу домішок за допомогою ріднофазового методу модифікування

Ключові слова: нанопорошки, адсорбційно-структурні та електрофізичні характеристики, модифікування

Н.А. Олейник, Г.А. Петасюк, Г.Д. Ильницкая, Г.А. Базалий, Г.Г. Пюра, Н.Н. Цыба
**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ
НАНОПОРОШКОВ СИНТЕТИЧЕСКОГО АЛМАЗА**

Приведены результаты экспериментальных исследований формирования у нанопорошков синтетических алмазов физико-химических, адсорбционно-структурных, электропроводных и магнитных характеристик, содержания и состава примесей посредством модифицирования жидкофазным методом.

Ключевые слова: нанопорошки, адсорбционно-структурные и электрофизические характеристики, модифицирование

Oliinyk N., Pnytska G., Petasyuk G., Bazaliy G., Pura H., Tsyba N.**PHYSICAL AND CHEMICAL CHARACTERISTICS OF MODIFIED SYNTHETIC DIAMOND
NANOPOWDERS**

The results of experimental studies of the characteristics of nanopowders of synthetic diamonds: physico-chemical, adsorption-structural, electrically conductive and magnetic, the content of impurities after modification by liquid-phase method

Keywords: nano-powders, adsorption-structural and electrical characteristics, modification

Постановка проблеми. З використанням нанопорошків синтетичних алмазів розроблено нові композиційні абразивні матеріали, які здатні працювати у екстремальних умовах. Порошки використовують для створення катодів, транзисторів; у хроматографії, медицині та біології в якості адсорбентів; для підвищення міцності, корозійної та зносостійкості гальванічних покриттів та ін. Ефективність використання нових матеріалів у значній мірі залежать від фізико-хімічних характеристик нанопорошків алмазу, які можуть бути сформовані у процесі синтезу, очистки та модифікування порошків.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Як відомо, ультрадисперсні вуглецеві матеріали мають розвинену поверхню та високу адсорбційну здатність [1]. Фізико-хімічні характеристики нанопорошків алмазу залежать від енергетичного стану та функціонального покрову поверхні, фазової чистоти та розміру агрегатів частинок [1–4].

Розповсюджений ріднофазовий спосіб модифікування нанопорошків, які містять алмазну та неалмазну форми вуглецю, засновано на використанні різної стійкості форм вуглецю до дії окислювачів. Окислення відбувається за високих швидкостей реакції, проходить по структурним дефектам в об'ємі проміжного прошарку, інколи торкаючись алмазної фази, та формуючи склад поверхневих функціональних груп [4–5]. Однак недостатньо вивчено вплив різних хімічних обробок нанопорошків алмазу на підвищення їх адсорбційної спроможності та однорідності.

Метою роботи є дослідження впливу ріднофазного модифікування нанопорошків синтетичного алмазу на формування їх фізико-хімічних характеристик.

Методика досліджень. Дослідження проведено на зразках нанопорошків синтетичного алмазу детонаційного синтезу марки АСУД 99 виробництва АЛІТ-ІНМ (Житомир, Київ). Модифікування виконували трьома видами хімічних обробок з використанням суміші хромової та сірчаної кислот (1), суміші азотної та сірчаної кислот (2) та лужного плаву (3) при нагріві, а також наступної фізичної нормалізації поверхні промивкою дистильованою водою при температурі кипіння до нейтральної реакції промивних вод.

Дослідження адсорбційно-структурних та фізико-хімічних характеристик нанопорошків алмазу проводили методом адсорбції азоту при низьких температурах за допомогою

газоадсорбційного аналізатора NOVA 2200 («Quantachrome», USA) із застосуванням методів BET та DFT. Такий підхід дозволяє отримувати залежності: адсорбції азоту від його відносного тиску (ізотерма адсорбції) та об'єму пор порошку від радіусу пор.

Для оцінки енергетичного стану поверхні використовували величини адсорбційного та питомого адсорбційного потенціалу (A, A') та поверхневої енергії (σ) [2].

Розрахунок адсорбційного потенціалу проводили наступним чином. Здійснювали апроксимацію експериментальних даних вимірювання об'єму адсорбованого азоту на поверхні порошку при дискретному ряді точок відносного тиску (\tilde{P}). Апроксимацію здійснювали з використанням математичного апарату кубічних сплайнів [6].

Розрахунок адсорбційного потенціалу (A) порошку при зміні відносного тиску від 0,1 до 1,0 із кроком 0,05 виконували за залежністю:

$$A = \frac{R \cdot T \cdot V}{\tilde{P}}, \quad (1)$$

де V – об'єм адсорбованого азоту при дискретному ряді точок відносного тиску \tilde{P} ;

R – універсальна газова константа; T – температура, К.

Розрахунок питомого адсорбційного потенціалу порошку при зміні відносного тиску від 0,1 до 1,0 із кроком 0,05 виконували за залежністю:

$$A' = \frac{R \cdot T \cdot V}{\tilde{P} \cdot S_{\text{BET}}} \quad (2)$$

де V – об'єм адсорбованого азоту при дискретному ряді точок відносного тиску \tilde{P} ;

R – універсальна газова константа; T – температура, К; S_{BET} – питома поверхня порошку, м²/г.

Однорідність порошоків за адсорбційним та питомим адсорбційним потенціалами встановлювали за системно-критеріальним методом кількісної оцінки однорідності надтвердих дисперсних матеріалів. Показник однорідності може змінюватися від 0 до 1. Чим ближче показник до 1, тим однорідність вище [6].

Енергетичний стан поверхні алмазів відбиває величину вільної поверхневої енергії (σ^0). Її зміну ($\Delta\sigma$) визначали при зміні \tilde{P} від 0,1 до 1,0 із кроком 0,05 за залежністю:

$$\Delta\sigma = \sigma^0 - \sigma(T) = RT \int_0^{\tilde{P}} \frac{\Gamma(\tilde{P})}{\tilde{P}} d(\tilde{P}), \quad (3)$$

де Γ – кількість адсорбованого азоту, моль/м².

Права частина рівняння (3) являє собою адсорбційний потенціал взаємодії поверхні алмазів з азотом. При екстраполяції залежностей $\Delta\sigma = f(\tilde{P})$ на вісь $\Delta\sigma$, тобто при відсутності адсорбції ($\Gamma=0$; $\tilde{P} \rightarrow 0$), $\sigma^0 = \sigma(\tilde{A})$, значення $\Delta\sigma$ представлятиме вільну поверхневу енергію порошку алмазу.

Питому магнітну сприйнятливість, питомий електроопір, пікнометричну щільність, масову частку домішок у вигляді неспалимого залишку встановлювали за методиками, які розроблено у ІНМ ім В.М. Бакуля НАН України.

Обговорення результатів дослідження.

Ізотерми адсорбції азоту (рис. 1) нанопорошків алмазу після трьох видів ріднофазового модифікування, що описано вище, схожі та можуть бути віднесені до IV типу класифікації ізотерм, запропонованої С. Брунауером, Л. Демінгом, У. Демінгом та Е. Теллером .

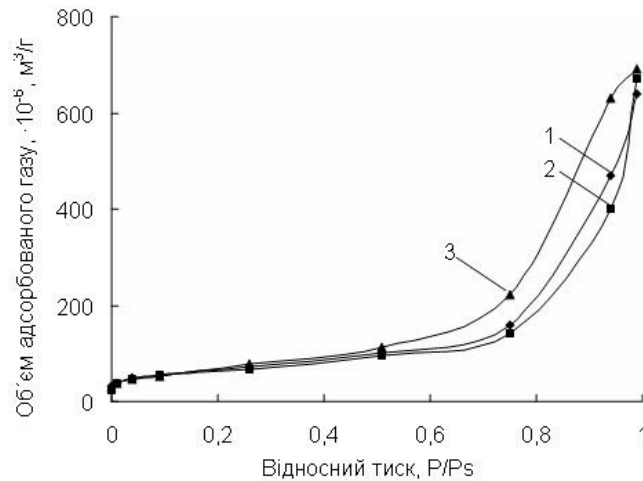


Рис. 1. Ізотерми адсорбції азоту при $T = 77,4$ К нанопорошками синтетичних алмазів після різних видів модифікування у суміші хромової та сірчаної кислот (1), суміші азотної та сірчаної кислот (2) при нагріві; витримці у лужному плаві (3)

Енергетичний стан реальної поверхні, тобто вільної поверхневої енергії нанопорошків синтетичного алмазу після модифікування (рис. 2), залежить від кількості активних адсорбційних центрів

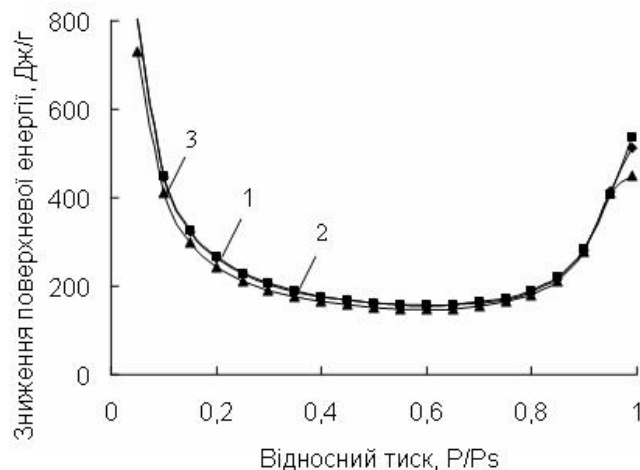


Рис. 2. Експериментальні залежності вільної поверхневої енергії нанопорошків синтетичного алмазу від відносного тиску ($\Delta\sigma = f(P/P_s)$) після різних видів модифікування у суміші хромової та сірчаної кислот (1), суміші азотної та сірчаної кислот (2) при нагріві; витримці у лужному плаві (3)

З наведених даних (рис. 2) випливає, що після обробки порошку у суміші хромової та сірчаної кислот або суміші азотної та сірчаної кислот при нагріві вільна поверхнева енергія становить 802 та 805 Дж/г, після обробки у лужному плаві – становить 729 Дж/г. Таке розходження у величині свідчить про різний енергетичний стан поверхні зерен алмазних порошків завдяки наявності кількості активних адсорбційних центрів. У зв'язку із цим доцільно оцінити енергетичну однорідність поверхні модифікованих нанопорошків алмазу. Для цього визначили адсорбційний та питомий адсорбційний потенціал (рис. 3) при різних \tilde{P} .

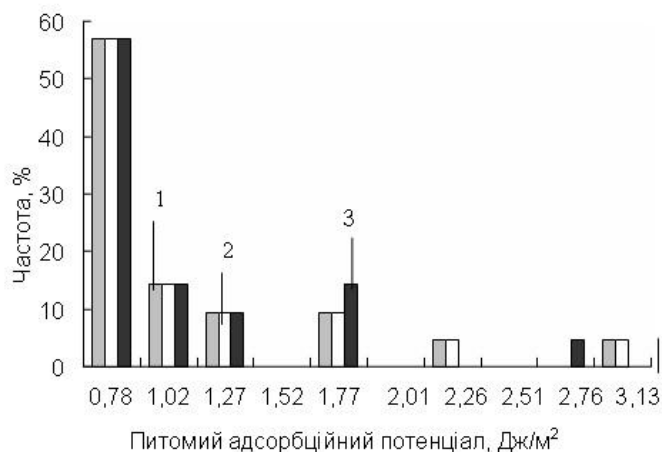


Рис. 3. Розподіл питомого адсорбційного потенціалу нанопорошку марки АСУД 99 після різних видів модифікування у суміші хромової та сірчаної кислот (1), суміші азотної та сірчаної кислот (2) при нагріві; витримці у лужному плаві (3)

З наведених результатів випливає, що в результаті модифікування поверхня алмазів гетерогенна. Питомий адсорбційний потенціал поверхні після модифікування у суміші хромової та сірчаної кислот та суміші азотної та сірчаної кислот при нагріві змінюється від 0,78 до 3,13 Дж/м², а після витримки у лужному плаві – від 0,78 до 2,76 Дж/м². Причому у першому випадку поверхня стає більш активною. Результати розрахунку однорідності розподілу адсорбційного та питомого адсорбційного потенціалів (табл. 1) свідчать, що поверхня порошку енергетично неоднорідна. Показник однорідності знаходиться на рівні 0,50–0,54. Слід зазначити, що модифікування порошку витримкою у лужному плаві (показник однорідності дорівнює 0,54) трохи підвищує енергетичну однорідність поверхні нанопорошку алмазу.

Таблиця 1.

Фізико-хімічні характеристики та однорідність розподілу адсорбційного та питомого адсорбційного потенціалів нанопорошку марки АСУД 99 вихідного та після різних видів модифікування у суміші хромової та сірчаної кислот (1), суміші азотної та сірчаної кислот (2) при нагріві; витримці у лужному плаві (3)

№	Показники	Одиниці виміру	АСУД 99 (вихідний порошок)	Модифікування хімічною обробкою нанопорошку марки АСУД 99		
				Нагрів у суміші хромової та сірчаної кислот	Нагрів у суміші азотної та сірчаної кислот	Витримка у лужному плаві
1	Пікнометрична щільність, d	г/см ³	3,4	3,4	3,4	3,4
2	Масова частка домішок, н.о.	%	0,80	0,45	0,55	0,60
3	Питома магнітна сприйнятливність, χ	$\times 10^{-8}$ м ³ /кг	1,65	0,52	0,65	0,68
4	Питомий електроопір, ρ	Ом·м	$4,2 \times 10^6$	$6,0 \times 10^8$	$2,8 \times 10^7$	$8,7 \times 10^6$
5	Питома площа поверхні, S _{БЭТ}	м ² /г	198,6	237,2	240,2	222,2
6	Об'єм пор, V _p	мл/г	0,93	0,99	1,04	0,97
7	Середній радіус пор, R _p	Å	79,5	83,16	86,40	85,57
8	Адсорбційний потенціал, A	Дж/г	220,3	352,87	367,13	322,09
9	Питомий адсорбційний потенціал, A	Дж/м ²	1,00	1,49	1,53	1,45
10	Однорідність розподілу адсорбційного потенціалу		0,50	0,51	0,51	0,54
11	Однорідність розподілу питомого адсорбційного потенціалу		0,50	0,51	0,51	0,54

Як випливає з наведених результатів, модифікування порошку рідинофазовим методом призводить до того, що фізико-хімічні характеристики та однорідність розподілу адсорбційного та питомого адсорбційного потенціалів нанопорошків синтетичного алмазу суттєво відрізняються від характеристик вихідного порошку.

Тому доцільно розглянути вплив обробок на пористість та диференційну залежність об'єму пор порошку від їх радіусу. Результати дослідження наведено на рис.4

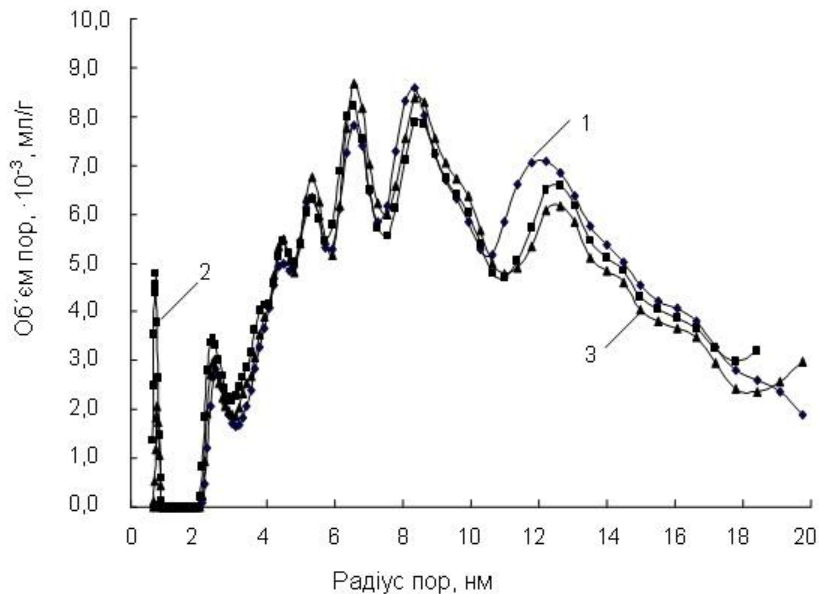


Рис.4. Диференційний розподіл пор за розміром в діапазоні 0–20 нм за методом DFT нанопорошку марки АСУД 99 після різних видів модифікування у суміші хромової та сірчаної кислот (1), суміші азотної та сірчаної кислот (2) при нагріві; витримці у лужному плаві (3)

Згідно до класифікації, прийнятої Міжнародним союзом з теоретичної та прикладної хімії (IUPAC), пори розміром менш за 2 нм – мікропори, 2–50 нм – мезопори, більше 50 нм – макропори. Границя між класами не є чітко визначеною, оскільки вона залежить від форми та природи молекул адсорбату.

Як випливає з рис.4, порошки після трьох видів модифікування мають мікро-мезопористу структуру з розвиненою мезопористістю та розподілення пор за розмірами в інтервалі 2–20 нм у них близькі. Лише обробка сумішшю азотної та сірчаної кислот при нагріві покращує розподіл пор за розмірами, збільшуючи вміст мікропор. Це повинно позитивно впливати на якість гальванічних покриттів, у яких застосовують нанопорошки алмазу, за рахунок покращення доступу іонів електроліту.

Висновки

Експериментально встановлено, що внаслідок модифікування нанопорошку синтетичного алмазу марки АСУД-99 рідинофазовим методом у суміші хромової та сірчаної кислот, суміші азотної та сірчаної кислот при нагріві; витримці у лужному плаві зменшується в 1,5–2,0 рази вміст і склад домішок, зростає на 1–2 порядки питомий електроопір та знижується питома магнітна сприйнятливості в 2,2–3,2 рази, при цьому питома площа поверхні збільшується на 12–20 % та відповідно зростають об'єм пор на 4,0–12,0% та середній радіус пор на 5,0–9,0%, значно підвищується адсорбційний потенціал. За збільшенням впливу на характеристики алмазного нанопорошку три методи модифікування можна розмістити у такій послідовності:

сплав лугами < суміш хромової та сірчаної кислот < суміш азотної та сірчаної кислот.

Визначені значення фізико-хімічних та адсорбційно-структурних характеристик модифікованих нанопорошків алмазу будуть корисні для підвищення ефективності та розширення можливостей їх функціонального застосування в композиційних матеріалах.

Список використаних джерел

1. Малетин Ю.А. Нанопористые углеродные материалы для систем энергонакопления / Ю.А. Малетин, В.В. Стрелко, Н.Г. Стрижакова, П.А.М. Пузий, О.В. Гоженко, А.А. Лысенко, В.Е. Гоба, С.И. Трофименко, Н.В. Сыч, Н.Н. Цыба // Наноразмерные системы и материалы: исследования в Украине. - К.: Академперіодика, 2014.- электронное издание на CD-ROM, - С.645-649.
2. Богатырева Г.П. Физико-химические свойства и морфометрические характеристики микропорошков природного и синтетического алмаза / Г.П. Богатырева, Г.А. Петасюк // Синтез, спекание и свойства сверхтвердых материалов: збірник наукових праць Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.- серія Матеріалознавство.- К.: Логос, 2010.- С. 52-59.
3. Новиков Н.В. Физико-химические свойства новых марок алмазных микропорошков детонационного синтеза / Н.В. Новиков, Г.П. Богатырева, М.А. Маринич, Н.А. Олейник, Г.А. Базалій, Н.И. Заика, Л.М. Тимошенко // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: сборник научных трудов. - Киев.-2009.- Выпуск 12.- С.305-311.
4. Ільницька Г.Д. Рідиннофазне активування та модифікування поверхні вуглецевих микропорошків / Г.Д. Ільницька, Н.О. Олійник, О.М. Сизоненко, Г.А. Базалій, Є.В. Липян, А.С. Торпаков // Сборник тезисов IX Международной конференции «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий» МЕЕ-2016. (15-19.08.2016, Коблево), Украина, 2016. - С.63.
5. Долматов Ю.В. Детонационные наноалмазы: синтез, строение, свойства и применение. - Успехи химии, **76:4** (2007), 375–397; Russian Chem. Reviews, **76:4** (2007), 339–360.
6. Петасюк Г.А. Системно-критеріальний метод кількісної оцінки однорідності надтвердих дисперсних матеріалів / Г.А. Петасюк // Фізико-хімічна механіка матеріалів.–2003.– №5.– С. 101–105.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 621.6; 006.6

Т.М. Павлиго*Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України***ЗНАЧЕННЯ ГАРМОНІЗАЦІЇ МІЖНАРОДНИХ СТАНДАРТІВ ДЛЯ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ ТА ТВЕРДИХ СПЛАВІВ В УКРАЇНІ**

Досліджено стан гармонізації національних стандартів у галузі порошкової металургії та твердих сплавів з міжнародними та європейськими стандартами. Впровадження та застосування міжнародних стандартів покращує шанси конкурентоспроможності вітчизняних виробників, заохочує трансфер технологій, скорочує витрати на науково-дослідні роботи.

Ключові слова: стандартизація, гармонізація, порошкова металургія.

Т.М. Павлыго**ЗНАЧЕНИЕ ГАРМОНИЗАЦИИ МЕЖДУНАРОДНЫХ СТАНДАРТОВ ДЛЯ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В УКРАИНЕ**

Исследовано состояние гармонизации национальных стандартов в области порошковой металлургии и твердых сплавов с международными и европейскими стандартами. Внедрение и применение международных стандартов улучшает шансы конкурентоспособности отечественных производителей, поощряет трансфер технологий, сокращает расходы на научно-исследовательские работы.

Ключевые слова: стандартизация, гармонизация, порошковая металлургия.

T. Pavlyho**THE IMPORTANCE OF HARMONIZATION OF INTERNATIONAL STANDARDS FOR POWDER METALLURGY AND HARDMETALLS IN UKRAINE**

The state of harmonization of national standards in the powder metallurgy and hardmetalls with international and European standards are investigated. The introduction and application of international standards the chances of the competitiveness of domestic manufacturers improves, the transfer of technology encourages, the cost of research reduces.

Keywords: standardization, harmonization, powder metallurgy.

Вступ

У зв'язку із вступом України до Світової організації торгівлі та у майбутньому для укладання Угоди про економічну асоціацію з Європейським Союзом актуальним є питання гармонізації національної нормативної бази України з міжнародною. Стандарти є інструментом реалізації законодавства, яке змінюється у процесі вступу до торговельних союзів, укладання міждержавних угод тощо.

Метою статті є дослідження результатів гармонізації національних стандартів у галузі порошкової металургії та твердих сплавів з міжнародними та європейськими на сучасному етапі.

Проблеми гармонізації

Для усунення технічних бар'єрів у торгівлі у рамках СОТ було укладено Угоду про технічні бар'єри в торгівлі [1] та Угоду про застосування санітарних і фітосанітарних заходів [2]. Цими угодами передбачається усунення технічних перешкод у міжнародній торгівлі, гармонізація технічних вимог і процедур у різних країнах, а також заохочується укладання угод про взаємне визнання (чи еквівалентність) між країнами та їхніми об'єднаннями.

Стан системи технічного регулювання свідчить про технологічний прогрес будь-якої країни, конкурентоспроможність її продукції, а також про репутацію та технічну спроможність її виробників. Ця система утворює своєрідний трикутник, основою якого є стандартизація та метрологія, серединою – оцінка відповідності, а вершиною – акредитація органів з оцінки відповідності.

В умовах глобалізації світової економіки всі складові сфери системи технічного регулювання демонструють тенденцію до уніфікації. В той час як метрологія вже давно стала предметом міжнародної уніфікації, сфери стандартизації, оцінки відповідності та акредитації органів з оцінки відповідності були визнані технічними бар'єрами в торгівлі.

Доцільно звернути увагу на те, що саме підходи до стандартизації, закладені у ЄС, стали основою для побудови положень угоди СОТ.

Стандартизація забезпечує сумісність і взаємозамінність продукції та її комплектуючих, однаковість виробничих процесів, безпеку продукції, а також, наскільки можливо, якість виробів. Як правило, стандарти, прийняті в країні, повинні відображати рівень наявної технології.

На міжнародному рівні стандартизація вже давно є предметом діяльності міжнародних організацій, таких як Міжнародна електротехнічна комісія [3] (з 1906 року) та Міжнародна організація зі стандартизації [4] (з 1946 року). Існують також чисельні регіональні організації з питань стандартизації, які займаються встановленням стандартів на регіональному рівні, наприклад європейські аналоги Міжнародної організації зі стандартизації та Міжнародної електротехнічної комісії – CEN і CENELEC.

Метою стандартизації в Україні є забезпечення безпеки для життя та здоров'я людини, тварин, рослин, а також майна та охорони довкілля, створення умов для раціонального використання всіх видів національних ресурсів та відповідності об'єктів стандартизації своєму призначенню, сприяння усуненню технічних бар'єрів у торгівлі.

Державна політика у сфері стандартизації базується на таких принципах:

- забезпечення участі фізичних і юридичних осіб в розробленні стандартів та вільного вибору ними видів стандартів при виробництві чи постачанні продукції;
- відкритості та прозорості процедур розроблення і прийняття стандартів з урахуванням інтересів усіх заінтересованих сторін, підвищення конкурентоспроможності продукції вітчизняних виробників;
- доступності стандартів та інформації щодо них для користувачів;
- відповідності стандартів законодавству;
- адаптації до сучасних досягнень науки і техніки з урахуванням стану національної економіки;
- пріоритетного прямого впровадження в Україні міжнародних та регіональних стандартів;
- дотримання міжнародних та європейських правил і процедур стандартизації.

Україна активізувала співробітництво з різними країнами, уклавши угоди про співпрацю на міжнародному рівні. Крім того, Україна представлена у 9 міжнародних і європейських організаціях зі стандартизації та метрології. Серед них: IEC (Міжнародна електротехнічна комісія), CEN (Європейський комітет зі стандартизації) та CENELEC (Європейський комітет зі стандартизації в електротехніці), які є партнерами Міжнародної організації зі стандартизації (ISO).

Процес гармонізації українських національних стандартів із міжнародними і європейськими стає дедалі динамічнішим.

Переваги гармонізації національних стандартів із міжнародними для всієї економіки ґрунтуються на таких підставах:

- міжнародні стандарти покращують шанси конкурентоспроможності вітчизняних виробників;
- більшість суб'єктів використовують європейські та міжнародні стандарти через їх позитивний вплив на експорт;
- міжнародні стандарти сприяють торгівлі;
- міжнародні та європейські стандарти є важливішими за національні для експорту;
- стандарти заохочують трансфер технологій;
- стандарти спрощують відтворення товарів та процесів для іноземних конкурентів;
- скорочення витрат на науково-дослідні роботи.

Сучасні вітчизняні стандарти, в тому числі в галузі порошкової металургії та твердих сплавів, ґрунтуються на правових нормах Закону України «Про стандартизацію» [5], Декрету КМУ «Про стандартизацію та сертифікацію» [6], інших нормативних актах у цій сфері, досвіді стандартизації колишнього СРСР. У них певним чином враховано відповідні принципи і положення міжнародних організацій зі стандартизації, здійснено гармонізацію з міжнародними і європейськими стандартами.

Гармонізовані (еквівалентні) стандарти — стандарти на один і той самий об'єкт, затверджені різними органами стандартизації, які забезпечують взаємозамінність виробів, процесів і послуг чи загальне однозначне розуміння результатів випробування або інформації і які подають відповідно до цих стандартів. Гармонізовані стандарти можуть мати відмінності в оформленні інформації, у змісті, можуть різнитися обсягом локального поширення тощо.

Загалом серед гармонізованих стандартів розрізняють уніфіковані стандарти (ідентичні за змістом, але неідентичні за формою подання), ідентичні стандарти (ідентичні за змістом і за формою подання), міжнародні гармонізовані стандарти (гармонізовані з міжнародним стандартом), регіонально гармонізовані стандарти (гармонізовані з регіональним стандартом). Теоретично національна система стандартизації України базується на принципах міжнародної та

європейської стандартизації: використання сучасних досягнень науки, техніки і практичного досвіду, участь у розробленні стандартів усіх зацікавлених сторін і прийняття їх на засадах обопільної згоди. Практичний бік цієї надзвичайно важливої справи не настільки оптимістичний, хоча й зроблено певні кроки.

Впровадження в Україні міжнародних стандартів

Україна вже протягом багатьох років поволі скасовує радянську систему ГОСТів, і запроваджує натомість систему національних стандартів – ДСТУ. За даними Міністерства економічного розвитку і торгівлі [7], у 2015 році забезпечено розроблення та прийняття 3996 національних стандартів, з яких 2970 гармонізованих з міжнародними та європейськими, з яких 1641 національний стандарт, ідентичний європейським гармонізованим стандартам під технічні регламенти, зокрема 741 національний стандарт, ідентичний європейським гармонізованим стандартам у пріоритетних для АСАА¹ секторах. А у 2016 році - понад 1300 національних стандартів, усі з яких були гармонізовані з міжнародними та європейськими.

Зараз європейські стандарти приймаються в Україні переважно методом підтвердження. Полягає він фактично у перекладі обкладинки українською мовою і прийняття у незмінному вигляді усього тексту стандарту мовою оригіналу, тобто англійською. Це резонне рішення, бо обсяги великі, теми вузькоспеціалізовані, а фахових перекладачів дуже мало. Помилки ж у перекладі тексту можуть стати причиною помилок у роботі підприємця, який візьме цей стандарт за основу виробництва. Тобто помилка перекладача може стати перешкодою до експортування вітчизняної продукції в ЄС, а то й завдати її виробникові істотних збитків на ринку ЄС.

Підприємець може виготовляти свою продукцію як відповідно до національних стандартів (ДСТУ), так і відповідно до технічних умов (ТУ). Найвигідніше ж йому працювати відповідно до гармонізованих європейських стандартів, оскільки вони надають так звану презумпцію відповідності, тобто припущення, що ця продукція відповідає вимогам директив та регламентів ЄС. Застосування європейських гармонізованих стандартів не є обов'язковим, однак у разі їх незастосування слід бути готовим довести органам ринкового нагляду відповідність суттєвим вимогам технічних регламентів щодо безпечності. Тобто зручніше і дешевше одразу працювати по євростандартах, ніж потім доводити, що з безпечністю продукції все гаразд.

У галузі порошкової металургії та твердих сплавів у ЄС діє 72 міжнародних стандарти.

В Україні на сьогодні в галузі порошкової металургії та твердих сплавів діє 187 стандартів. Невелика кількість (21 стандарт) з цих стандартів за часів СРСР було створено на основі міжнародних стандартів. Стандарти мають відображати «стан науки і техніки», тобто останні технічні досягнення. Однак, для того, щоб відповідати останнім технічним досягненням, стандарти повинні регулярно переглядатися. Максимальний інтервал між двома змінами стандарту - 5 років.

Застосування в Україні застарілих стандартів не відповідає міжнародним нормам та правилам, принципам СОТ, не сприяє впровадженню нових технологій та інновацій і є об'єктом постійної критики з боку торгових партнерів України.

Технічним комітетом стандартизації «Порошкова металургія» (ТК 54), що діє при Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України за період 2008-2016 роки переглянуто чинні в Україні стандарти колишнього СРСР, проведена робота з відміни тих, що застаріли та впровадження гармонізованих стандартів.

У таблиці 1 представлено міжнародні та європейські стандарти в галузі порошкової металургії та твердих сплавів, що набули чинності в Україні за останні роки. Їх кількість складає лише 1/3 від загальної кількості міжнародних стандартів ЄС.

Наказами Національного органу стандартизації України від 14.12.2015 № 182, № 183, № 185, № 188 міждержавні стандарти, що були розроблені до 1992 року, а це 152 стандарти, буде скасовано до 2019 року.

Відсутність стандартів або повільне відновлення існуючих стандартів ускладнює впровадження інновацій; стандартизація, що постійно розвивається й оновлюється, дозволяє прискорювати впровадження інновацій як на місцевому, так і на глобальному ринку.

¹ Угода про оцінку відповідності та прийняття промислової продукції (Agreement on Conformity Assessment and Acceptance of Industrial Products (АСАА))

Таблиця 1.

Міжнародні стандарти в галузі порошкової металургії та твердих сплавів, що набули чинності в Україні

№ з/п	Позначення стандарту	Назва	Позначення міжнародного стандарту	У який спосіб прийнято стандарт
1	2	3	4	5
1	ДСТУ ISO 4491-3:2009	Металеві порошки. Визначення вмісту кисню методами відновлювання. Розділ 3. Кисень, екстрагований воднем	ISO 4491-3:1997	Переклад
2	ДСТУ ISO 7625:2009	Матеріали металеві спечені та порошки, крім твердих сплавів. Підготовка проб і хімічний аналіз для визначення вмісту вуглецю	ISO 7625:2006	Переклад
3	ДСТУ ISO 4492:2009	Порошки металеві, крім порошоків твердих сплавів. Визначення розмірних змін після пресування та спікання	ISO 4492:85	Переклад
4	ДСТУ ISO 2738:2009	Матеріали металеві спечені, крім твердих сплавів. Матеріали проникні металеві спечені. Визначення щільності, вмісту мастила та відкритої пористості	ISO 2738:1999	Переклад
5	ДСТУ ISO 3927:2009	Порошки металеві, крім порошоків для твердих сплавів. Метод визначення пресованості за одновісного пресування	ISO 3927:2001	Переклад
6	ДСТУ ISO 2739:2010	Спечені металеві втулки. Визначення міцності на радіальне стиснення	ISO 2739:2006	Переклад
7	ДСТУ ISO 4003:2010	Проникні спечені металеві матеріали. Визначення розміру пор методом виходу бульбашки	ISO 4003:1977	Переклад
8	ДСТУ ISO 3252:2014	Металургія порошкова. Словник термінів	ISO 3252:1999	Переклад
9	ДСТУ EN ISO 3928:2014	Матеріали металеві спечені, крім твердих сплавів. Зразки для визначення міцності від втоми	EN ISO 3928:2006	Підтвердження
10	ДСТУ EN ISO 3907:2014	Сплави тверді. Визначення загального вмісту вуглецю. Гравіметричний метод	EN ISO 3907:2009	Підтвердження
11	ДСТУ ISO 13947:2014	Порошки металеві. Метод визначення неметалевих включень у металевих порошках, що використовуються у штампованих зразках	ISO 13947:2011	Підтвердження
12	ДСТУ ISO 10070:2014	Порошки металеві. Визначення питомої поверхні методом вимірювання проникності повітря через шар порошку в умовах стаціонарного потоку	ISO 10070:1991	Підтвердження

Продовження таблиці 1.

1	2	3	4	5
13	ДСТУ ISO 10076:2014	Порошки металеві. Визначення розподілу частинок за розмірами методом гравітаційної седиментації у рідині	ISO 10076:1991	Підтвердження
14	ДСТУ EN ISO 3928:2014	Матеріали металеві спечені, крім твердих сплавів. Зразки для визначення міцності від втоми	EN ISO 3928:2006	Підтвердження
15	ДСТУ EN ISO 4498:2014	Матеріали металеві спечені, крім твердих сплавів. Визначення уявної твердості і мікротвердості	EN ISO 4498:2010	Підтвердження
16	ДСТУ EN ISO 3369:2014	Матеріали спечені непроникні та сплави тверді. Визначення щільності	EN ISO 3369:2010	Підтвердження
17	ДСТУ ISO 3312:2014	Матеріали металеві спечені та сплави тверді. Визначення модуля Юнга;	ISO 3312:1987	Підтвердження
18	ДСТУ EN ISO 3327:2014	Сплави тверді. Визначення опору поперечному розриванню	EN ISO 3327:2009	Підтвердження
19	ДСТУ EN ISO 13944:2014	Пластифіковані суміші металевих порошоків. Визначення вмісту пластифікатора. Модифікований метод екстракції за Сокслетом	EN ISO 13944:2012	Підтвердження
20	ДСТУ ISO 4490:2016	Порошки металеві. Визначення плинності за допомогою каліброваної лійки (приладу Холла)	ISO 4490:2014	Підтвердження
21	ДСТУ ISO 4491-1:2016	Порошки металеві. Методи визначення вмісту кисню відновлюванням. Частина 1. Загальні настанови	ISO 4491-1:1989	Підтвердження
22	ДСТУ ISO 4491-2:2016	Порошки металеві. Методи визначення вмісту кисню відновлюванням. Частина 2. Втрати маси під час відновлювання воднем (водневі втрати)	ISO 4491-2:1997	Підтвердження
23	ДСТУ ISO 4491-4:2016	Порошки металеві. Методи визначення вмісту кисню відновлюванням. Частина 4. Загальний вміст кисню під час визначення методом відновного екстрагування	ISO 4491-4:2013	Підтвердження
24	ДСТУ ISO 3923-1:2016	Порошки металеві. Визначення насипної щільності. Частина 1. Метод з використанням лійки	ISO 3923-1:2008	Підтвердження
25	ДСТУ ISO 3923-2:2016	Порошки металеві. Визначення насипної щільності. Частина 2. Метод волюмометра Скотта	ISO 3923-2:1981	Підтвердження
26	ДСТУ ISO 3953:2016	Порошки металеві. Визначення щільності утрушування	ISO 3953:2011	Підтвердження
27	ДСТУ ISO 3954:2016	Порошки, які використовуються в порошковій металургії. Відбирання проб	ISO 3954:2007	Підтвердження

Висновок. Доцільність проведення робіт з гармонізації міжнародних стандартів у разі входу до європейського та світового економічного простору є не питанням вибору, а нагальною необхідністю для національної економіки.

Отже, залишається ще великий обсяг роботи на шляху України до Європейського Союзу та його ринку.

Список використаних джерел:

1. Угода про технічні бар'єри у торгівлі [Електронний ресурс]. – Режим доступу: http://zakon5.rada.gov.ua/laws/show/981_008.
2. Угода про застосування санітарних та фітосанітарних заходів [Електронний ресурс]. – Режим доступу: http://zakon2.rada.gov.ua/laws/show/981_006.
3. International Electrotechnical Commission (IEC) [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://www.iec.ch>.
4. International Standards Organization (ISO) [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.iso.org>.
5. Закон України «Про стандартизацію» [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://zakon3.rada.gov.ua/laws/show/1315-18>.
6. Декрет КМУ «Про стандартизацію та сертифікацію» [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://zakon3.rada.gov.ua/laws/show/46-93>.
7. Міністерство економічного розвитку і торгівлі України. Технічне регулювання [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://www.me.gov.ua/Tags/DocumentsByTag?lang=uk-A&tag=TekhnichneRegulivannia>.

Рецензенти:

Баглюк Г.А., заступник директора Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, доктор технічних наук, старший науковий співробітник

Рудь В.Д., професор кафедри прикладної механіки (Технології машинобудування) Луцького національного технічного університету, доктор технічних наук

Стаття надійшла до редакції 12.04.2017

УДК: 621.891

В.А. Радзієвський*Київський Національний авіаційний університет***ТЕХНОЛОГІЯ ПРЕДЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ПІДГОТОВКИ ШАРИКОПІДШИПНИКІВ
АВІАЦІЙНОГО ГТД***Розроблений стенд імпульсно-магнітної турбулентної очистки шарикопідшипників кочення.**Ключові слова: шарикопідшипник, очистка, імпульсно-магнітний.***В.А. Радзиевский***Киевский Национальный авиационный университет***ТЕХНОЛОГИЯ ПРЕДЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ПОДГОТОВКИ
ШАРИКОПОДШИПНИКОВ АВИАЦИОННОГО ГТД***Разработан стенд импульсно-магнитной турбулентной очистки шарикоподшипников качения.**Ключевые слова: шарикоподшипник, очистка, импульсно-магнитный.***V. Radzievsky****TECHNOLOGY PREOPERATIONAL PREPARATION OF BALL BEARINGS FOR AVIATION
GTE***A booth of pulse-magnetic turbulent cleaning of ball bearings is developed.**Keywords: ballbearing, cleaning, pulse-magnetic.*

Постановка проблеми. Розробка нових високоєфективних методів реновації неразборних шарикопідшипників являється актуальною задачею, рішення якої дозволить суттєво зменшити експлуатаційні витрати на ремонт авіаційної техніки.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Традиційні гідродинамічний, ультразвуковий і комбіновані способи очистки шарикопідшипників не дозволяють видаляти ферромагнітні і метал-абразивні частинки, які нашаржені на поверхні деталей шарикопідшипників, а також частинки утримувані локальними електромагнітними полями на поверхнях границь доменно-структурованих ферромагнітних деталей підшипників.

Постановка задач. Авіаційні двигатели, з точки зору механіки представляють собою складнішу сукупність різних вузів тертя (трибосистем) в тому числі і підшипників качення. Тому технічний стан кожної трибосистеми в багатьох випадках визначає працездатність кожного вузла, агрегату і всього изделия (двигателя) в цілому. Відповідно постійно підвищуються вимоги до надійності кожного вузла тертя в межах регламентів. Відмінною особливістю авіаційних шарикопідшипників є те, що вони в десятки і сотні разів дорожче аналогічних з однаковими типорозмірами підшипників масового виробництва, використовуваних для широкого застосування в загальному машинобудуванні, а також високий (в десятки разів) більший ресурс по порівнянню з міжремонтним ресурсом ГТД і його агрегатів. Тому повна заміна дорогих шарикопідшипників в ході капітального ремонту ГТД – одна з найбільш суттєвих статей витрат, яку несуть ремонтні підприємства і, в кінцевому підсумку, авіакомпанії-перевозники. Втрати від необґрунтовано частих і преждевременної заміни авіаційних шарикопідшипників в ході планових ремонтів вузлів і агрегатів ГТД оцінюються від 10 до 25% вартості капітального ремонту.

Изложение основного материала. Лабораторія нанотриботехнологій Національного авіаційного університету завершила розробку нової технології передексплуатаційної підготовки неразборних шарикопідшипників, що дозволяє комбінованими імпульсними електромагнітними полями видаляти з їх робочих поверхонь металічні і нашаржені металлоабразивні частинки і інші забруднення.

Ця технологія, як спосіб і пристрій для її реалізації захищені патентами на винаходи, а також міжнародним патентом РСТ. [1,2] Існує позитивне висновок офіційного органу всесвітньої організації інтелектуальної власності (ВОИС) про наукову новизну, практичної реалізованості і патентної чистоті даного інтелектуального проекту.

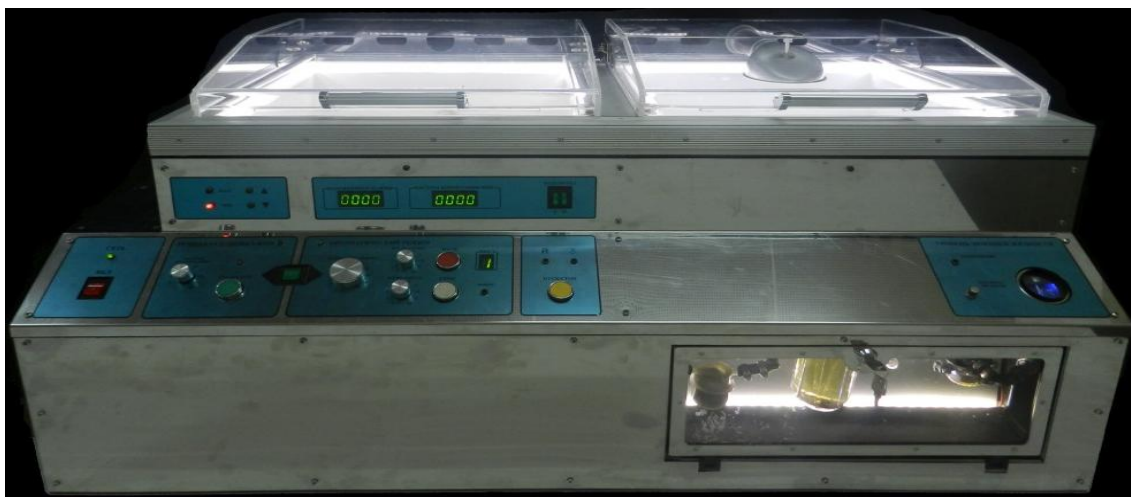


Рис.1. Внешний вид стенда ОПШ

Представленная технология подготовки такой сложной трибосистемы, как шарикоподшипник, на стендах ОПШ позволяет существенно (до 30%) снизить уровень шумов и вибраций, увеличить ресурс как новых, так и бывших в эксплуатации трибосистем качения, что чрезвычайно важно для двигателестроительных, агрегатных и других роторных изделий авиационно- космического машиностроения (рис. 2).

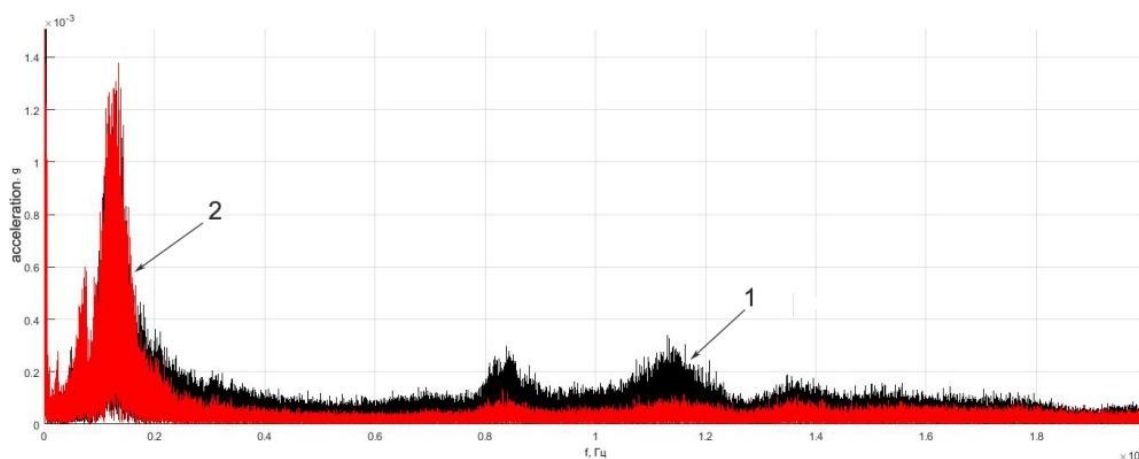


Рис. 2. Сравнение спектров виброускорений до (1) и после очистки (2) шарикоподшипника на стенде ОПШ при прочих равных условиях нагрузки и частоты вращения

Данная технология позволяет существенно улучшить качество удаления как твердых частиц, так и углеводородных отложений и структурообразований на поверхностях качения ремонтных подшипников после длительной эксплуатации в условиях высоких температур.

Кроме того, стенды ОПШ позволяют совершенствовать методики очистки шарикоподшипников в сборе, например, рекомендуется их внедрять не только на этапе реновации подшипников в ходе ремонта ГТД, но и в качестве предэксплуатационной подготовки новых подшипников.

Обеспечение высокой чистоты всех поверхностей деталей ГТД и особенно шарикоподшипниковых при сборке новых ГТД является актуальной проблемой в серийном производстве. Новые заводские шарикоподшипники с консервационным маслом или смазкой, в герметичной упаковке, расконсервируются, промываются и подвергаются ультразвуковой промывке.[3,4] После этого эти подшипники устанавливаются в камеру очистки стенда ОПШ и подвергаются воздействию на их поверхности комбинированными импульсными магнитно-турбулентными полями в среде авиационного керосина ТС-1 (рис.3).

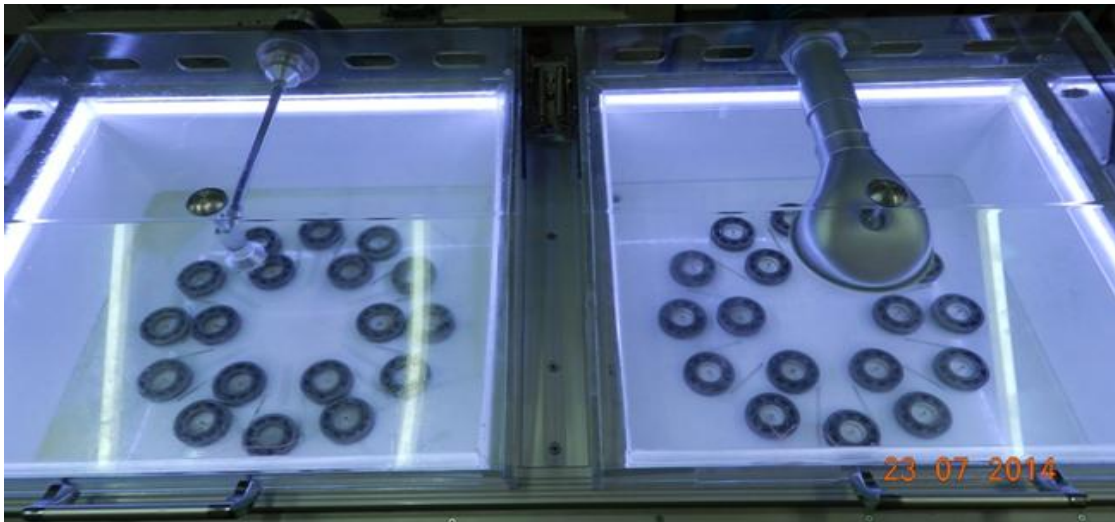


Рис.3. Внешний вид в ходе очистки шарикоподшипников в камере слева и одновременной сушки и размагничивания в камере справа

Через несколько минут такой процедуры на дне камеры визуально наблюдается скопление микроскопических металлических частиц (5-50 мкм), которые выносятся в удаленные от подшипников зоны, где и удерживаются. Оценка их размеров, количества и химического состава позволили установить ряд закономерностей, что позволило оптимизировать режимы и длительность процедуры предэксплуатационной подготовки шарикоподшипников непосредственно перед установкой их в изделие.

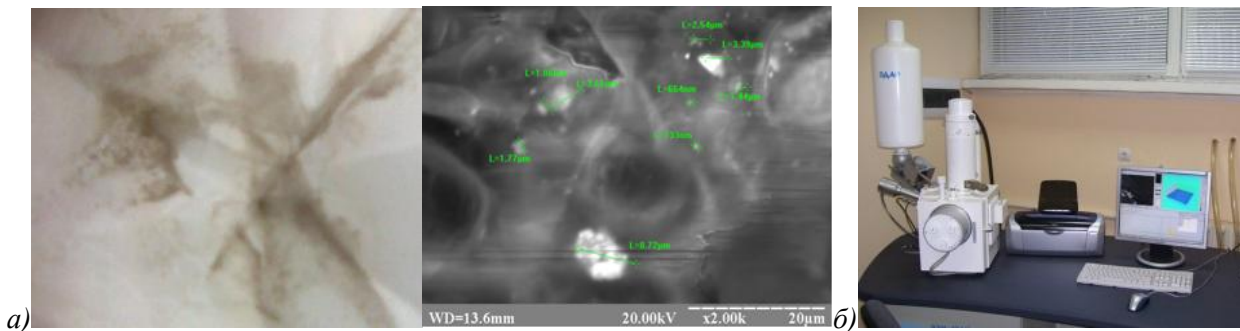


Рис. 4. Удаленные частицы из подшипников первой категории (а), которые изучались на растровом электронном микроскопе (б)

Данная технология кроме авиационной промышленности находит широкое применение и в других отраслях машиностроения от микро-механических систем компьютерной техники до автомобильного транспорта и метрополитена.

Инновационная технология предэксплуатационной подготовки авиационных шарикоподшипников на стенде ОПШ-05 с привлечением модуля контроля их виброхарактеристик «Камертон 0001» в 2012 году прошла широкую апробацию на ряде авиационных предприятий и получила высокую оценку специалистов, которые рекомендуют ее применение при восстановлении и ремонте подшипников двигателей семейства Д-36, Д-136, Д-436 и их модификаций.[5]

В настоящее время представленная технология предэксплуатационной подготовки авиационных шарикоподшипников на стенде ОПШ внедряется в производство, как передовой наукоемкий продукт, позволяющий существенно повысить качество производства и ремонта ГТД, увеличить надежность авиационных двигателей и, таким образом, повысить безопасность полетов.

Выводы. В процессе оптимизации скорости движущегося магнитного поля установлено явление самовольного движения микрочастиц загрязнений ферромагнитной и другой природы из поверхностей деталей подшипника в область наибольшей напряженности магнитного поля и их накопления в этой области.

Критерием эффективности очистки модельных подшипников качения за общим уровнем вибраций выбрано наличие достаточно большого количества загрязнений, выделенных с новых законсервованных шарикоподшипников изготовления FAG и SKF, а также из бывших в использовании после их предварительной очистки ультразвуковыми методами на современном оборудовании.

Список использованных источников:

1. Пат. №45378 Україна, МПК В08В 3/12. –№ 200905060. Аксьонов О.Ф., Стельмах О.У., Костюнік Р.Є., Жуков О.В., Вовк В.І., Куцев О.В., Бадір К.К., Горенко М.В. Прилад безконтактного імпульсного магнітно-турбулентного очищення шарикопідшипників качення в зборі / Заявл. 22.05.2009; опубл.10.11.2009. – Бюл. № 21. – 4 с.
2. Патент «Устройство для очистки подшипников качения со снятым внутренним кольцом» / SU-1614865 A1 (51)5 В 08 В 3/04 Я. Б. Заксенберг 23.12.1990.
3. Зубенко С.О. Очищення трансформаторної оливи контактним методом із застосуванням кавітації / С. О. Зубенко, Є. В. Полункін // Каталіз и нефтехимия. - 2012. - № 21. – С. 170.
4. Авер'янов В.С. Використання безкамерної фільтрувальної установки для очищення рідин на автотранспортних підприємствах / В.С. Авер'янов, О.М. Коробочка // Техногенна безпека.– Вип.191. – Том 203 – Миколаїв, 2012. –С.17-20.
5. Бейзельман Р.Д. Подшипники качения. Справочник / Р.Д. Бейзельман, В.Б. Цыпкин, Л.Я. Перель. М.: Машиностроение.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

UDC 621.002.3:621.89

T.A. Roik, Iu.Iu. Vitsiuk, O.I. Khmiliarchuk, V.G. Oliynyk

National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute"

APPLYING ALUMINIUM ALLOYS GRINDING WASTE FOR MANUFACTURING EFFECTIVE COMPOSITE ANTI-FRICTION PARTS OF PRINTING EQUIPMENT

The questions of using materials for friction units, first of all, the antifriction materials in particular on the aluminium alloy-based metal matrix take one of the central places in general problem of increasing the polygraph knife-machines quality. Endurance of such equipment determines a level of printing output quality. This article summarizes the latest developments on the use of industrial grinding waste of aluminum alloy AK12MMgN to create new effective antifriction materials and research of their manufacturing technology; specific examples have been given. Experimental results of new composite material's structure, physical mechanical and tribological properties have been presented compared with a cast alloy of a similar chemical composition. It was shown the principle possibility to use the valuable industrial grinding wastes of ferrous and color metals for manufacturing the effective wear-resistant parts of polygraph machines.

Keywords: powder metal grinding wastes, aluminium alloy AK12MMgN, making technology, microstructure, tribological characteristics, physical mechanical properties, antifriction parts for polygraph knife-machines.

Т.А. Роїк, Ю.Ю. Віцюк, О.І. Хмільярчук, В.Г. Олійник

ЗАСТОСУВАННЯ ШЛІФУВАЛЬНИХ ВІДХОДІВ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЕФЕКТИВНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ АНТИФРИКЦІЙНИХ ДЕТАЛЕЙ ДРУКАРСЬКОГО ОБЛАДНАННЯ

Питання використання матеріалів для вузлів тертя, в першу чергу антифрикційних матеріалів, в тому числі з металевою матрицею на основі алюмінієвих сплавів, займають одне з центральних місць в загальній проблемі підвищення якості поліграфічних ножових машин. Витривалість такого обладнання визначає рівень якості друку. У цій статті резюмовані останні розробки по використанню промислових шліфувальних відходів алюмінієвого сплаву АК12ММgN для створення нових ефективних антифрикційних матеріалів, наведені результати дослідження їх технології виготовлення; продемонстровані конкретні приклади. Наведено експериментальні результати аналізу структури, фізико-механічних і трибологічних властивостей нового композиційного матеріалу в порівнянні з литим сплавом аналогічного хімічного складу. Показана принципова можливість використання цінних промислових шліфувальних відходів чорних і кольорових металів для виготовлення ефективних зносостійких деталей поліграфічних машин.

Ключові слова: порошкові шліфувальні металеві відходи, алюмінієвий сплав АК12ММgN, технологія виготовлення, мікроструктура, трибологічні характеристики, фізико-механічні властивості, антифрикційні деталі для поліграфічних ножових машин.

Т.А. Роик, Ю.Ю. Вицюк, О.И. Хмилярчук, В.Г. Олейник

ПРИМЕНЕНИЕ ШЛИФОВАЛЬНЫХ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЭФФЕКТИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ ДЕТАЛЕЙ ПЕЧАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Вопросы использования материалов для узлов трения, в первую очередь антифрикционных материалов, в том числе с металлической матрицей на основе алюминиевых сплавов, занимают одно из центральных мест в общей проблеме повышения качества полиграфических ножевых машин. Выносливость такого оборудования определяет уровень качества печати. В настоящей статье резюмированы последние разработки по использованию промышленных шлифовальных отходов алюминиевого сплава АК12ММgN для создания новых эффективных антифрикционных материалов, приведены результаты исследования их технологии изготовления; продемонстрированы конкретные примеры. Приведены экспериментальные результаты анализа структуры, физико-механических и трибологических свойств нового композиционного материала по сравнению с литым сплавом аналогичного химического состава. Показана принципиальная возможность использования ценных промышленных шлифовальных отходов черных и цветных металлов для изготовления эффективных износостойких деталей полиграфических машин.

Ключевые слова: порошковые шлифовальные металлические отходы, алюминиевый сплав АК12ММgN, технология изготовления, микроструктура, трибологические характеристики, физико-механические свойства, антифрикционные детали для полиграфических ножевых машин.

Introduction. The growing demand for more resource-efficient to reduce energy consumption and cash resources is a challenge for the printing-building industry. The continual increase of printing equipment quality (paper-cutters, knife- machines) is connected with perfection of the working rubbing elements in friction junctions because they support reliability and durability in particular printing equipment. Aluminium alloy-based metal matrix composites have been by now established themselves as a suitable wear resistant material especially for sliding wear applications in printing machines. However, in actual practice engineering components usually encounter combination of wear types [1].

Material scientists and researchers in this area have been fulfilling the demand of the engineering sector since decades in synthesizing aluminium materials to attain the demanded properties to enhance efficiency and cost savings in the manufacturing sector [2].

Today existent parts of rubbing elements in printing machines (especially of cast aluminium alloys) aren't capable to satisfy the modern strong requirements of polygraphic equipment [3].

It is connected with their low antifriction properties of such parts, which are a consequence of the imperfection existent making technologies and technology of finish mechanical grinding of such parts, which are not able to ensure high quality of contact surfaces [3, 4].

Al-alloy-based composites were always on the fore-front of research. Parallel areas of research had then emerged but after about two decades of research in various disciplines to further enhance the properties to satisfy the ever increasing demand of the engineering sector, composites took a lead compared to the other processes when the cost and ease of fabrication were compared [2].

Composite parts of rubbing elements are differentiated from cast ones first of all by their high cost. It's connected with high cost of starting powders.

On the other hand, the great resource reserves exist in machine-building industry now. There are large in number of grinding powder wastes of ferrous and color metals.

Such metal powder wastes are appeared on the operations of different parts' abrasive grinding in machine-building plants.

They consist of valuable alloy elements large quantity (Ni, Cu, V, Mg, W, Si, Ti and others) and aren't used in subsequent production cycle because they are polluted by grinding abrasives and cutting emulsion. Such wastes are usually removed to garbage and scum. It's concerned aluminium alloys too.

At present time the information about use and processing of Al-powder wastes polluted by grinding abrasives is absent in technical literature.

The specific properties of aluminium composites, such as high thermal conduction, good formability and compressibility, good corrosion resistance, and recycling potentially make it the ideal candidate to replace heavier materials (steel or copper) in the friction units to respond to the wear-resistance demand within the printing-building industry [2].

Practical research of the advantage use the grinding metal wastes have shown the aluminium alloys could be successfully use for manufacturing the effective antifriction materials after the correct cleaning from abrasives [5-7]. There are valuable and inexpensive starting raw materials after cleaning from abrasives. It can be successfully used in recycling for manufacturing new antifriction parts.

Moreover patent search analysis and literary data have shown there were no purposeful technological means which would be allowed to obtain the predictable structure of rubbing elements, and could be ensure high functional properties, the high reliability and durability of friction junctions in printing machines [6, 7].

Therefore, a **problem** of development the technological means for use metal grinding waste to create the effective antifriction parts for rubbing elements in printing equipment antifriction junctions is an **actual** and requires the further research.

The main **objectives** were development of making technology for synthesis new composite antifriction materials based on grinding aluminium alloy AK12MMgN wastes for antifriction junctions in printing knife-machines, studying features of their structure and properties.

Materials and methods. The grinding wastes of aluminium alloy AK12MMgN (silumin) were chosen as a basis for new composite antifriction materials.

Silumin AK12MMgN consists of different alloy elements big number (Table 1).

Table 1

Silumin AK12MMgN chemical composition											
Element, mass. %											
Si	Cu	Mg	Zn	Sn	Mn	Cr	Ni	Na	Fe	Ti	Al
11.0–	1.2–	0.9–	0.3–	0.01–	0.3–	0.05–	0.8–	0.05–	0.5–	0.05–	rest
13.0	1.6	1.2	0.5	0.02	0.6	0.2	1.3	0.1	0.8	0.2	

Valuable alloy elements assortment (Table 1) in microparticles of alloy AK12MMgN powder wastes is able to ensure high level of parts' tribotechnical, physical and physical-mechanical properties.

At the researches it was developed the manufacturing technology that consists of two main stages:

–*First stage* – the technology of alloy AK12MMgN powder wastes regeneration (cleaning from abrasive);

–*Second stage* – the technology of new materials manufacturing, including preliminary cold pressing and next hot pressing of specimens.

The technology of wastes regeneration has been created at the experimental researches. This *regeneration technology* has 3 stages for obtaining clean alloy AK12MMgN powders: 1) Drying of moisture; 2) Annealing components of cutting emulsion; 3) Electric static (separating) cleaning against abrasives.

After regeneration the remains of abrasives were come to 5 % and it was confirmed by metallographic analysis. Overview of alloy AK12MMgN powder wastes microparticles after regeneration have been presented on Fig. 1.



Fig. 1. - Overview of alloy AK12MMgN powder wastes microparticles after regeneration (on plastic plate), ×32

Last time well-known the hot pressing methods have taken the special significance for making antifriction materials of high density [1, 6].

These methods were used for development the new composite materials on silumin AK12MMgN wastes- based *manufacturing technology*.

During the experiments it was determined the technological properties, for example, packed density of regenerated silumin powder is 0.75 g/cm^3 . This parameter is technological characteristic for ensuring the constant shrinkage.

Manufacturing technology has 2 stages:

1. *Cold pressing*. Experimental samples have been manufactured at specific pressure 500 MPa and had a relative density 0.92. Pressing were carried out at hydraulic press PSU-125 for cold pressing. Experimental samples of regenerated alloy AK12MMgN were pressed at room temperature in press-forms of different dimensions (for different tests):

2. *Hot pressing*. A stage of preliminarily cold pressed samples hot pressing was carried at the temperature of external heating 400°C and loading 300 MPa. Hot pressing were carried out at hydraulic press for hot pressing with maximum nominal pressure 1.6 MN. This technological operation is necessary for obtaining maximum density of composite samples to avoid materials volume oxidation during their future exploitation on air in printing machines.

The microstructure and abrasive remains of the manufactured new material AK12MMgN grinding wastes-based were researched using by quantitative metallographic methods (Fig. 1) at images analyzer Leco IA3001 Image System (USA).

Initial intermetallics were studied on unetched microsections. Second intermetalides were identified using scanning electron microscopy (SEM) by electron microscope SELMI-200 (Ukraine) (Fig. 2).

Liquid sliding friction wear tests were carried out on a pin-on-disc wear testing machine VMT-1 where the specimen was held against a rotating steel disc and this sliding motion resulted in wear of the pin. The specimen's lineal dimensions were taken after every 1.0 km sliding distance. The dimensions losses were calculated from the difference in dimensions between the initial dimension and dimension after a specified number of rotations.

Experiments were carried out at two loads of 5 and 7 MPa, the counterface is made of 45 steel – unalloyed carbon steel, C = 0.45 mass.% (HRC = 45–48); lubricant – machinery oil I-20; temperature of external heating - $100\text{--}150^\circ \text{C}$ and at speed of rotation $V = 1.0 \text{ m/s}$ up to sliding distance of 2.5 km.

Conditions of tribological tests correspond to real operating conditions of printing machines' friction units. Dimensions loss measurements were taken after every 500 m sliding distance approximately.

The antifriction properties of the cast alloy [4] and new composite were determined under liquid sliding friction conditions for comparison of properties between cast aluminium alloy and composite aluminium alloy AK12MMgN grinding wastes-based. Physical mechanical properties were studied by standard methods [7–9].

Results and discussion. Complicated heterophase structure of the composite material AK12MMgN based on grinding wastes took place as a result of hot pressing process. First of all this structure consists of high-alloyed α -solid solution based on aluminium. In this solid solution there is an eutectic that formed at silicon content of 11.6 mass.% [5] and located as cellular structure of solid solution grains across the whole matrix volume (Fig. 2).

Moreover the alloying elements big quantity (Table 1) causes the formation of finest strengthen phases large number (intermetallics). There are CuAl_2 (θ -phase), Mg_2Si , NiAl_3 (ε -phase) (Fig. 3).

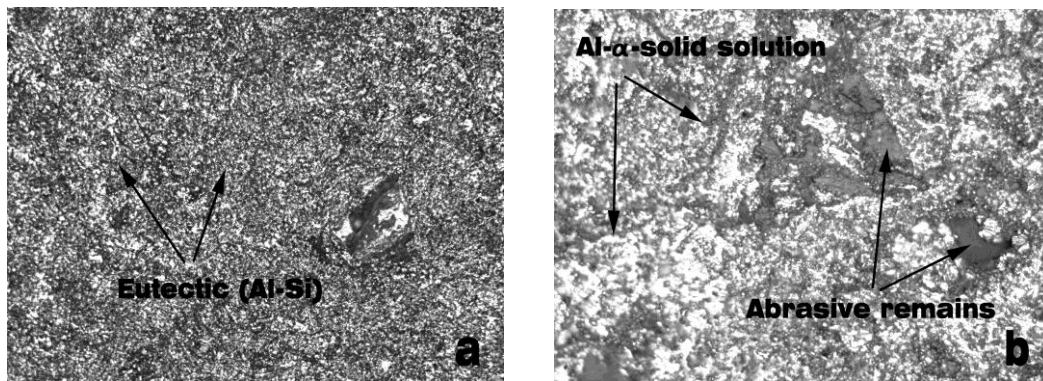


Fig. 2. - Microstructure of composite material based on alloy AK12MMgN grinding wastes: etched slice, $\times 100$ (a) , $\times 500$ (b) (etching in 5% NaOH)

Structural research (Fig.3) are evidence of presence the initial and second intermetallics as strengthen phases - $\text{T}(\text{AlCu}_2\text{Mn})$, $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$, MnAl_6 , TiAl_3 , AlFeSi (α -phase), $\text{N}(\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe})$ in metal matrix. These phases have a high density and uniform distribution across all volume of the samples. It favours decrease of grains size and increase physical mechanical and antifriction properties.

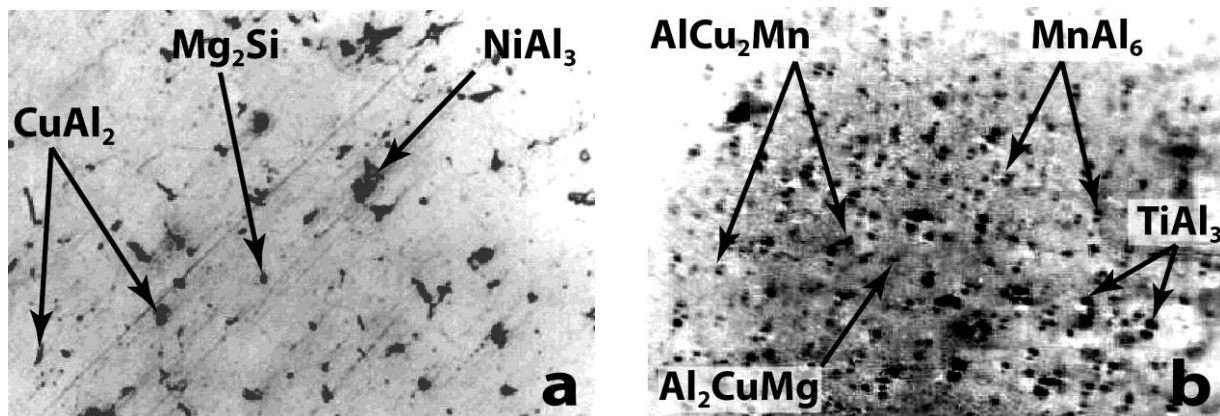


Fig. 3. - Initial (a), $\times 200$, and second (b), $\times 100000$, intermetallics in composite material based on alloy AK12MMgN grinding wastes

Physical mechanical and antifriction properties of new composite material based on grinding waste alloy AK12MMgN have been presented in Table 2 compared to the cast alloy same mark.

Table 2

Physical mechanical and antifriction properties of materials

Material	Ultimate strength, MPa	Hardness, HB, MPa	Impact elasticity kJ/m ²	Friction coefficient at loading, MPa		Linear wear, μm/km at loading, MPa		Linear wear of counterface, μm/km at loading, MPa		Limited temperature, °C	Limited load, MPa
				5	7	5	7	5	7		
AK12MMgN of grinding wastes-based	180-185	550-570	0.18-0.30	0.0075-0.0080	0.03-0.032	3.9	14.8	signs	6.4	130	7
Cast AK12MMgN [6]	186	620	0.30-0.40	0.0250	0.08-0.087	6.0	33.2	2.5	18.6	120	3.5

A standard cast alloy AK12MMgN [6] material has been also tested for comparison with new composite material based on alloy AK12MMgN grinding wastes.

Analysis of Table 2 data shows the composite material based on alloy AK12MMgN grinding wastes is not inferior to cast alloy by physical mechanical properties (Ultimate strength, Hardness, Impact elasticity) and has a much lower friction coefficient and wear rate than cast alloy AK12MMgN [6] used in similar operating conditions, especially under loads up to 7 MPa.

These facts could be explained by the essential distinctions of cast and composite materials structural formation. Such distinctions appear as a consequence of their synthesis different principles.

Cast alloy AK12MMgN manufactured by melting method has liquations of alloy elements that becomes apparent as chemical composition heterogeneity in volume of material.

As against cast alloy, new composite material based on wastes was manufactured by hot-pressing method of AK12MMgN powder microparticles that are microingots without any liquation. As a result the structure of such composite material is homogeneous that ensures higher properties. The full-scale tests of new composite material showed increase of wear resistance by a factor of 2.47 compared to cast alloy AK12MMgN.

This fact is explained the liquid lubricant for cast alloy AK12MMgN is inoperative as it is squeezed out from the friction zone by pressure at high operating loadings of printing machines. In such case the cast aluminium antifriction materials have a dry friction contact with the shaft because the surfaces remain unprotected, juvenile.

Composite material of alloy AK12MMgN grinding wastes has porosity 2–3 % where liquid lubricant is stopped and can run out to the contact friction surfaces under operating loads. Surface topographies of friction zones of new material and counterface have been presented on fig. 4.

Contact surfaces research (Fig. 4) after tribological tests show the friction surfaces of new composite material based on alloy AK12MMgN grinding wastes and counterface are not damaged, have high quality, and are usable.

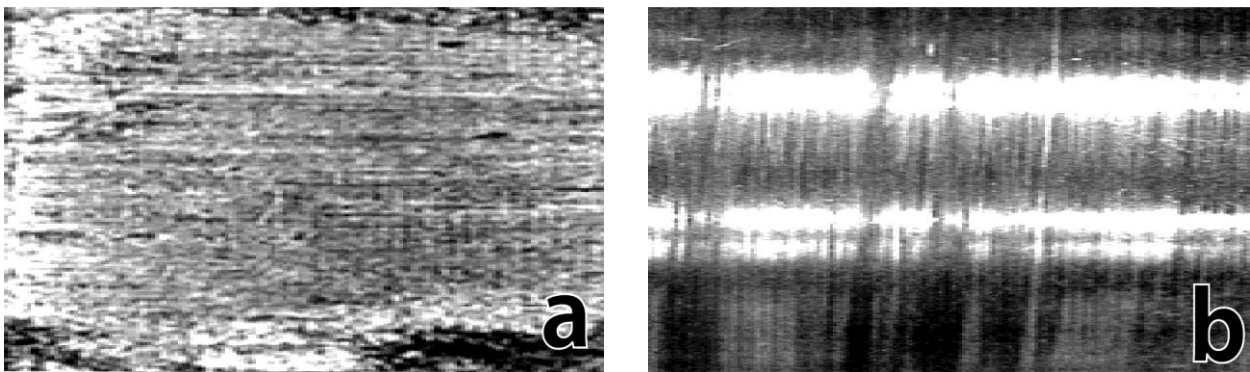


Fig.4 – Friction surfaces of composite material based on alloy AK12MMgN grinding wastes (a) and counterface of 45 steel (b), ×5

Thus, the obtained research results had confirmed adequacy and practicability of new composite antifriction materials manufacturing technological principles. Such data illustrate availability to use the high-alloyed valuable and inexpensive grinding wastes of aluminium alloy AK12MMgN as initial resource for manufacturing quality antifriction parts for printing machines.

Conclusions. It was developed new effective composite antifriction material based on aluminium alloy AK12MMgN industrial powder grinding wastes. This material has the high antifriction properties and demonstrates good friction behavior in heavy friction exploitation conditions compared to a cast aluminium alloy AK12MMgN.

Full-scale industrial tests of new composite antifriction material AK12MMgN had been carried out in the friction units of 3-knife polygraph machine Wohlenberg-1A438 (Germany). Fifteen control evaluations of friction units have been carried out. Visual inspection and surface roughness measurements have shown the friction parts' contact surfaces are not damaged, have high quality, and are usable.

It was shown the principle possibility to use the valuable and inexpensive industrial grinding wastes of ferrous and color metals for manufacturing the effective friction parts for printing machines.

References:

1. Rupa D. Aluminium Alloy-Based Metal Matrix Composites: A Potential Material for Wear Resistant Applications. – ISRN Metallurgy, 2012, Article ID 594573, 14 p.
2. [Miller](#) W. S., [Zhuang](#) L., [Bottema](#) J., [Wittebrood](#) A. J., [De Smet](#) P., [Haszler](#) A., [Vieregge](#) A. (The Netherlands, Belgium, Germany) Recent development in aluminium alloys for the automotive industry //Materials Science and Engineering, Taiwan, Volume 280, 2011, Issue 1, P. 37–49.
3. Роїк Т. А. Вплив легуючих елементів на структуру і властивості антифрикційних матеріалів на основі відходів силумінів. – Донецьк: ДНТУ. – 2003. – Вип. 26. – С. 44-51.
4. Патент України № 34407, МПК (2008.01) C22C21/02. Композиційний підшипниковий матеріал на основі алюмінію / Роїк Т. А., Гавриш А. П., Гавриш О. А. та ін.; Національний технічний університет України «КПІ»: опубл. 11.08.2008, Бюл. 15.
5. Роїк Т. А., Киричок П. О., Гавриш А. П. Композиційні підшипникові матеріали для підвищених умов експлуатації: Монографія. – К.: НТУУ «КПІ», 2007. – 404 с.
6. Киричок П. О., Роїк Т. А., Гавриш А. П., Шевчук А. В., Віщук Ю. Ю. Новітні композиційні матеріали деталей тертя поліграфічних машин: Монографія. – К.: НТУУ «КПІ», 2015. – 428 с.
7. ISO 148-1: 2009. – Metal materials. Test of Impact elasticity by Charpy impact machine. – 8 p.
8. ISO 6506-1: 2005. – Metal materials. Brinell hardness. – 7 p.
9. ISO 6892: 1984. – Metals. Methods of tension test. – 10 p.

Стаття надійшла до редакції 21.03.2017

УДК 621.922

В.Д. Рудь, І.Є. Ткачук, Т.Є. Божко*Луцький національний технічний університет***ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ РІЗАННЯ ПРИ ТОЧІННІ СПЕЧЕНОГО ПОРИСТОГО МАТЕРІАЛУ ПЖР-3**

Наведено методику прогнозування температури різання при точінні спечених порошкових матеріалів. Встановлено імперичну залежність для визначення температури різання з уточненими коефіцієнтами від параметрів, що на неї впливають та побудовані графічні залежності.

Ключові слова: точіння, режими різання, температура різання

В.Д. Рудь, И.Е. Ткачук, Т.Е. Божко**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РЕЗАНИЯ ПРИ ТОЧЕНИИ СПЕЧЕННОГО ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА ПЖР-3**

Приведена методика прогнозирования температуры резания при точении спеченных порошковых материалов. Установлена империческая зависимость для определения температуры резания с уточненными коэффициентами от параметров, что на нее влияют и построенные графически ее зависимости.

Ключевые слова: точение, режимы резания, температура резания

V.D. Ryd', I.E. Tkachyk, T.E. Bozhko**RESEARCH OF CUTTING TEMPERATURE AT SHARPENING OF THE SINTERED POROUS MATERIAL**

Methodology over of prognostication of cutting temperature is Brought at sharpening of the sintered powder-like materials. Dependence is set for determination of cutting temperature with the specified coefficients from parameters, that on her influence and the built graphic dependences.

Keywords: sharpening, cutting modes, cutting temperature

Постановка проблеми. Токарна обробка є основним із методів обробки деталей машин, яке забезпечує високі показники точності та шорсткості оброблюваних поверхонь. Разом з тим, точіння характеризується високою теплонапруженістю процесу, що негативно впливає на якість обробки. В науково-технічній літературі опублікована надзвичайно велика кількість робіт, присвячених вивченню температури різання як в експериментальному, так і в теоретичному плані. Проте, до цих пір відсутні прості інженерні, отримані аналітичним шляхом, формули для розрахунку температури різання при точінні спечених пористих матеріалів. Найвні рішення, як правило, зводяться до розрахунку складних температурних полів на основі диференціального рівняння Лапласа, що не дозволяє просто і зрозуміло прослідкувати хід формування температури різання і оцінити вплив на неї різних технологічних чинників: режимів різання, характеристик інструменту і так далі.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Белькевич Б.А. [1] розглянув питання лезвійної обробки спечених порошкових матеріалів, механічна обробка яких відрізняється від компактних матеріалів. Однак, визначення температури різання і при точінні порошкових матеріалів з пористістю 20-40% на теперішній час мало вивчені.

Невирішені частини проблеми. В даний час накопичений великий досвід вивчення технологічних операцій обробки компактних матеріалів, але вплив режимів різання на температуру в зоні різання при обробці спечених порошкових матеріалів на теперішній час досліджено не в повному обсязі.

Метою роботи є експериментальне обґрунтування математичної моделі для визначення температури різання при точінні пористих порошкових матеріалів, а також підтвердження адекватності отриманої математичної моделі реальному технологічному процесу.

Основні результати дослідження. Заготовки-зразки виготовлялись методом гідростатичного формування у гідростатичній установці з використанням маслостійких гумових еластичних оболонок. Необхідне значення пористості зразків досягалось за допомогою зміни питомого зусилля формування. Проведені досліди виконувались на зразках, які були виготовлені з порошків заліза марки ПЖР-3 ГОСТ 9849-86. Виготовлення заготовки проводилось в два етапи: пресування і спікання. Пресування залізного порошку проводилось за допомогою гумової форми у камері високого тиску, створюючи тиск, необхідний для отримання зразка заданої пористості.

Спінання порошкових пресовок здійснювали в однокамерній печі під рідким затвором протягом двох годин. Температура спікання дорівнювала $T=1050^{\circ}\text{C}$.

Механічна обробка проводилася на токарно-гвинторізному верстаті 1А616, для охолодження зразків застосовувалося стиснене повітря. Застосовувався спроектований та виготовлений прохідний відігнутий різець, до якого кріпилася твердосплавна пластина SNUM-120404, марка твердого сплаву Т15К6. При вимірюванні температури застосовувався метод штучної термопари. Термопара кріпилася під ріжучою твердосплавною пластиною, яка була під'єднана до цифрового термометра UNI-TUT325, який був під'єднаний до вимірювального ПК (рис.1). Отримані результати фіксувалися програмним комплексом UT320 V3.01.



Рис. 1. Комплекс для вимірювання температури різання

Основні фактори, що впливають на температуру при точінні пористих спечених матеріалів, залежать від: швидкість різання V , м/хв.; подача S , мм/об; глибина різання t , мм; пористість θ , %.

$$T = f(S, V, \theta, t) \quad (1)$$

У першому наближенні функцію (1) можна представити у наступному вигляді:

$$T = C \cdot S^a \cdot V^b \cdot \theta^c \cdot t^d, \text{ мкм.} \quad (2)$$

Необхідно зазначити, що математична модель не описує систему в цілому, а лише окремий комплекс факторів, які є визначальними при точінні пористих порошкових матеріалів.

В логарифмічному представленні рівняння (2) буде поліномом першого степеня:

$$\ln Ry = \ln C + a \ln S + b \ln V + c \ln \theta + d \ln t \quad (3)$$

При переході до безрозмірних величин у загальному вигляді рівняння (3) запишемо:

$$y = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2 + b_3 x_3 + b_4 x_4 \quad (4)$$

Експерименти проводили використовуючи методику багатофакторного аналізу [2], тобто одночасного варіювання усіх змінних факторів, $x_1(S)$, $x_2(V)$, $x_3(\theta)$, $x_4(t)$. Кожна з цих змінних варіюється на двох рівнях (2^k), де k – число змінних. Визначили невідомі b_0 і коефіцієнти b_1 , b_2 , b_3 , b_4 .

Вибір режимів обробки проводився таким чином, щоб спростити кодування із врахуванням можливостей обладнання і граничних режимів обробки, як це показано в таблиці 1.

Таблиця 1

Режими при точінні і кодові позначення

Рівень	Режими шліфування				Кодові позначення			
	S , мм/об	V , м/хв	θ , %	t , мм	x_1	x_2	x_3	x_4
Верхній	0,26	27	32	0,1	1	1	1	1
Середній	0,2	19	28	0,75	0	0	0	0
Нижній	0,13	11	24	0,5	-1	-1	-1	-1

Ці рівні закодовані таким чином, щоб верхній рівень відповідав +1, а нижній –1.

$$\left. \begin{aligned} x_1 &= \frac{2(\ln S - \ln 0,26)}{(\ln 0,26 - \ln 0,13)} + 1 \\ x_2 &= \frac{2(\ln V - \ln 27)}{(\ln 27 - \ln 11)} + 1 \\ x_3 &= \frac{2(\ln \theta - \ln 32)}{(\ln 32 - \ln 24)} + 1 \\ x_4 &= \frac{2(\ln t - \ln 1)}{(\ln 1 - \ln 0,5)} + 1 \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

Оцінка параметрів.

На основі результатів дослідів оцінювали чотири коефіцієнти в емпіричній формулі (4) використовуючи метод найменших квадратів і властивості скалярного добутку основних векторів.

Згідно способу найменших квадратів необхідно, щоб сума квадратів відхилень фактичних значень функції у від формальних, отриманих за рівнянням (5) y_{x_1, x_2, x_3, x_4} , була найменшою, тобто:

$$\sum (y - y_{x_1, x_2, x_3, x_4})^2 = \min. \quad (6)$$

Ліву частину виразу (4) позначимо буквою f (f – функція від невідомих параметрів b_0, b_1, b_2, b_3, b_4).

Мінімум цієї функції знаходили із рівнянь [4]:

$$\frac{df}{db_0} = 0; \frac{df}{db_1} = 0; \frac{df}{db_2} = 0; \frac{df}{db_3} = 0; \frac{df}{db_4} = 0. \quad (7)$$

Продиференціювавши, запишемо систему цих рівнянь:

$$\left. \begin{aligned} \sum y &= nb_0 + b_1 \sum x_1 + b_2 \sum x_2 + b_3 \sum x_3 + b_4 \sum x_4 \\ \sum yx_1 &= b_0 \sum x_1 + b_1 \sum x_1^2 + b_2 \sum x_1x_2 + b_3 \sum x_1x_3 + b_4 \sum x_1x_4 \\ \sum yx_2 &= b_0 \sum x_2 + b_1 \sum x_1x_2 + b_2 \sum x_2^2 + b_3 \sum x_2x_3 + b_4 \sum x_2x_4 \\ \sum yx_3 &= b_0 \sum x_3 + b_1 \sum x_1x_3 + b_2 \sum x_3x_2 + b_3 \sum x_3^2 + b_4 \sum x_3x_4 \\ \sum yx_4 &= b_0 \sum x_4 + b_1 \sum x_1x_4 + b_2 \sum x_4x_2 + b_3 \sum x_4x_3 + b_4 \sum x_4^2 \end{aligned} \right\} \quad (8)$$

Рівняння (6) дають можливість визначити

$$b_0 = \frac{\sum y}{n}, \quad (9)$$

де n – число дослідів; $n = 16$.

$$b_1 = \frac{\sum yx_1}{\sum x_1^2} = \frac{\sum yx_1}{16} \quad b_2 = \frac{\sum yx_2}{\sum x_2^2} = \frac{\sum yx_2}{16} \quad b_3 = \frac{\sum yx_3}{\sum x_3^2} = \frac{\sum yx_3}{16}; \quad b_4 = \frac{\sum yx_4}{\sum x_4^2} = \frac{\sum yx_4}{16}. \quad (10)$$

Необхідно додати, що інші члени рівнянь (8) були рівні нулю, оскільки вектори x_1, x_2, x_3, x_4 є ортогональними і $\sum x_i = 0$.

З другого боку, для визначення коефіцієнтів $b_0 \dots b_4$ можливо використати матриці $(x'x)$ і $(x'y)'$:

$$x'x = \begin{vmatrix} 16 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 16 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 16 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 16 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 16 \end{vmatrix} \quad (x'x)^{-1} = \begin{vmatrix} \frac{1}{16} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{16} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{16} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{16} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{16} \end{vmatrix} \quad (11)$$

Залежності для визначення коефіцієнтів $b_0 \dots b_4$ згідно рівнянь (11) будуть мати вигляд:

$$\left. \begin{aligned} b_0 &= 1/16(y_1 + y_2 + y_3 + y_4 + y_5 + y_6 + y_7 + y_8 + y_9 + y_{10} + y_{11} + y_{12} + y_{13} + y_{14} + y_{15} + y_{16}) \\ b_1 &= 1/16(-y_1 + y_2 - y_3 + y_4 - y_5 + y_6 - y_7 + y_8 - y_9 + y_{10} - y_{11} + y_{12} - y_{13} + y_{14} - y_{15} + y_{16}) \\ b_2 &= 1/16(-y_1 - y_2 + y_3 + y_4 - y_5 - y_6 + y_7 + y_8 - y_9 - y_{10} + y_{11} + y_{12} - y_{13} - y_{14} + y_{15} + y_{16}) \\ b_3 &= 1/16(-y_1 - y_2 - y_3 - y_4 + y_5 + y_6 + y_7 + y_8 - y_9 - y_{10} - y_{11} - y_{12} + y_{13} + y_{14} + y_{15} + y_{16}) \\ b_4 &= 1/16(-y_1 - y_2 - y_3 - y_4 - y_5 - y_6 - y_7 - y_8 + y_9 + y_{10} + y_{11} + y_{12} + y_{13} + y_{14} + y_{15} + y_{16}) \end{aligned} \right\} (12)$$

Підставляючи в останні рівняння (12) значення дослідів отримали:

$$b_0 = 2,1151; b_1 = 0,0578; b_2 = 0,0051; b_3 = 0,0502; b_4 = -0,0009; \quad (13)$$

Для конкретних умов точіння отримаємо формулу для визначення температури різання:

$$\lg T = 2,1151 + 0,0578x_1 + 0,0051x_2 + 0,0502x_3 - 0,0009x_4 + 0,001(x_1 + x_2) - (0,0003)(x_1 + x_3) + 0,0013(x_1 + x_4) \quad (14)$$

Формулу (14) необхідно записати згідно рівнянь (5), тобто:

$$X_1 = 5,0264 \lg V - 6,2345;$$

$$X_2 = 6,6445 \lg S + 4,8873; \quad (15)$$

$$X_3 = 6,6445 \lg t + 1;$$

$$X_4 = 49,2611 \lg \vartheta - 71,1108;$$

Підставляємо значення x_1, x_2, x_3, x_4 в рівняння (15), отримали уточнену формулу для визначення логарифма температури різання:

$$\lg T = 1,79365 + 0,3005 \lg V + 0,0405 \lg S + 0,3315 \lg t + 0,0197 \lg \vartheta$$

Реалізація плану дозволила після потенціювання отримати наступну математичну модель, яка описує температуру різання під час точіння пористого спеченого матеріалу ПЖР-3:

$$T = 62,18 \cdot V^{0,3} \cdot S^{0,04} \cdot t^{0,33} \cdot \vartheta^{0,02} \quad (16)$$

Висновки. В результаті проведених серії із 12 дослідів було виведено математичну модель для визначення температури різання при точінні пористих порошкових матеріалів з уточненими коефіцієнтами при параметрах, що на неї впливають.

Список використаних джерел:

1. Белькевич Б.А. Обработка металлокерамических материалов резанием. – Мн: Наука и техника, 1965. – 100 с.
2. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. – М.: Наука, 1971.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 621.762

М.П. Сав'як¹, О.Б. Мельник², М.А. Васильківська¹, В.І. Івченко¹, О.О. Удовик¹, І.В. Уварова¹
 Інститут проблем матеріалознавства НАНУ¹
 Інститут металофізики НАНУ²

ОСОБЛИВОСТІ МЕХАНОСИНТЕЗУ БОРИДІВ В СИСТЕМАХ Ta-B і V-B

При помелі в планетарному млині суміші порошків бору і металів п'ятої групи ванадію чи танталу формування боридних фаз в значній мірі визначається співвідношенням розмірів атомів металу та бору. У випадку утворення твердих розчинів заміщення атома металу двома атомами бору процес утворення боридів проходить стрибкоподібно. Таке стрибкоподібне перетворення обумовлено тим, що прообраз ланцюгової та кільцевої структури бору формується ще у твердому розчині. При утворенні комбінованого твердого розчину заміщення і впровадження, як у системі Ta-B, формування фази TaB чи TaB₂ залежить від концентрації бору в порошковій суміші та від співвідношення між твердим розчином заміщення і впровадження.

Ключові слова: бориди, механосинтез, тверді розчини впровадження та заміщення.

М.П. Сав'як, О.Б. Мельник, М.А. Васильковская, В.И. Ивченко, О.А. Удовик, И.В. Уварова
 ОСОБЕННОСТИ МЕХАНОСИНТЕЗА БОРИДОВ В СИСТЕМАХ Ta-B, V-B

При помеле смеси порошков бора и металлов пятой группы ванадия и тантала в планетарной мельнице формирование боридных фаз в значительной степени определяется соотношением размеров атомов металла и бора. В случае образования твердых растворов замещения атома металла двумя атомами бора процесс образования боридов проходит скачкообразно. Такое скачкообразное превращение обусловлено тем, что прообраз цепной и кольцевой структуры бора формируется еще в твердом растворе. При образовании комбинированного твердого раствора замещения и внедрения, как в системе Ta-B, формирование фазы TaB или TaB₂ зависит от концентрации бора в порошковой смеси и от соотношения между твердыми растворами замещения и внедрения.

Ключевые слова: бориды, механосинтез, твердые растворы внедрения и замещения.

М.Р. Savyak, O.B. Melnyk, M.A. Vasylykivska, V.I. Ivchenko, O.O. Udovik, I.V. Uvarova
 PECULIARITYY OF METALS BORIDES FORMATION IN THE SYSTEMS (Ta-B and V-B)
 DURING MECHANICAL ALLOYING

The formation of boride phases during mechanical alloying powders mix of the 5 groups transition metal with boron in an argon medium is determined by the dimensions ratio of the metal and boron atom. X-ray data and the modelling of the formation of solid solutions of boron in the metal shown that refractory compounds borides of the transition metal 5 groups during mechanical alloying were formed by two mechanisms: 1. Mechanically induced self-propagating reaction. 2. Formation of combined interstitial and substitutional solid solutions of boron in the tantalum, their subsequent collapse and the appearance of TaB₂ phase. mechanism of self-propagating mechanical synthesis is determined by the ability of a metal to form substitutional solid solutions by two boron atoms.

Keywords: borides, mechanical alloying, substitutional and interstitial solid solution

Вироби із кераміки отримані із тугоплавких боридів володіють високою хімічною стійкістю, що використовується в матеріалах функціонального призначення. Поєднання в боридів таких властивостей як висока твердість і пластичність робить такі матеріали перспективними в якості абразивних та ріжучих інструментів. Як правило бориди отримують при температурах вище 1300-1400°C [1]. Бориди займають серед сполук впровадження особливе місце. Це пояснюється тим, що на відміну від С, N, O, H атоми бору із-за більшого розміру можуть утворювати як тверді розчини впровадження так і зв'язки B-B[2,3]. Тільки в нижчих боридів спостерігаються ізольовані атоми бору, а при збільшенні їх концентрації вони утворюють ланцюжки, кільця. Ентальпії утворення боридів мають достатньо велике негативне значення, що вказує на те, що такі сполуки можуть бути отримані при низьких температурах. Ентальпія утворення боридів ванадію і танталу [4] представлені в таблиці 1.

Таблиця 1.

Ентальпія утворення боридів

Борид	VB ₂	VB	TaB ₂	TaB
-ΔH _о (298,15K)кДж/моль	259	138	193	181

Метод механосинтезу дозволяє здійснити синтез таких сполук при порівняно низькій температурі. Постає питання які ж фази будуть утворюватися при низькій температурі механосинтезу і наскільки фазоутворення буде залежати від структури металу та від особливостей

проведення процесу механосинтезу. Щодо вивчення особливостей механосинтезу вище згаданих сполук автори цієї роботи не знайшли ніяких відомостей в літературі.

Метою роботи було вивчити особливості утворення боридних фаз при помелі суміші порошків ванадію і бору та танталу і бору з різним співвідношенням танталу та бору в планетарному млині АИР 015 М.

Згідно діаграм стану в системах Та-В і V-В утворюється велика кількість сполук. Для прикладу приведена на рис.1 діаграма стану V-В.

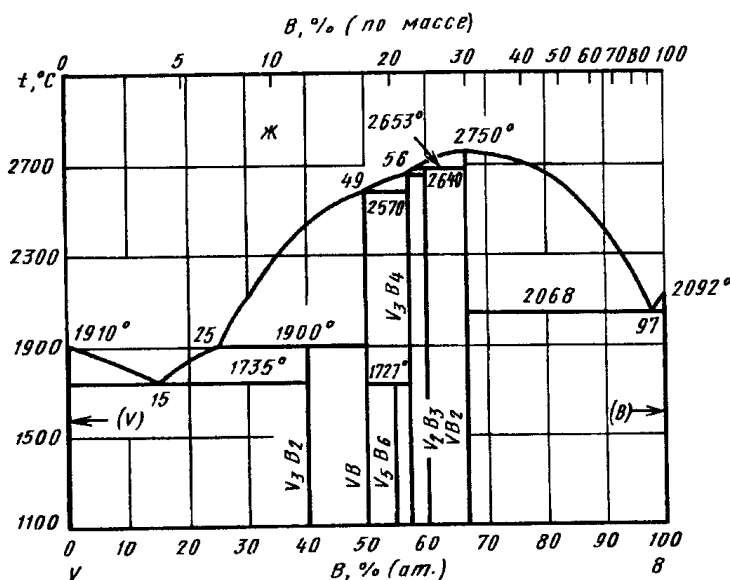


Рис. 1. - Діаграма стану V-В [5].

Тому що сполуки VB, VB₂, а також ТаВ і ТаВ₂ можуть представляти практичний інтерес, для дослідження була вибрана порошкова суміш металу і бору із співвідношенням металу до бору, яке відповідає сполукам MeB і MeB₂.

Матеріали і методика експерименту.

У роботі використовували порошок танталу марки ВЧ розміром 10-60 мкм, ванадію з розміром частинок 40-60 мкм та порошок аморфного бору марки Б-99, ТУ 1-92-15490 з питомою поверхнею 11,2 м²/г. Співвідношення металу до бору відповідає отриманню сполук MeB і MeB₂. Помел проводили в середовищі аргону в планетарному млині АИР-015М, в якому можна досягти прискорення відцентрового поля до 45g при швидкості обертання водила 735 об/хв., і швидкості обертання барабанів 1840 об/хв. Атомна будова зразків досліджувалася рентгенографічно. Порошки знімалися на дифрактометрі ДРОН-3 (Cu-K_α випромінювання, λ=0,154051нм) з фокусуванням по Брегу-Брентано в режимі покрокового сканування. Із аналізу розширень рентгенівських відображень оцінювалася величина областей когерентного розсіювання (ОКР) і мікроспотворення кристалічної решітки. Співвідношення мас сталевих шариків і порошку, що розмелюється складало 20:1.

Результати досліджень .

1. Система V-В, співвідношення ванадію до бору 1:1.

На рис.2 показано як змінюються рентгенівські дифрактограми для суміші порошків ванадію і бору в співвідношенні 1:1, розмеленої протягом різного часу.

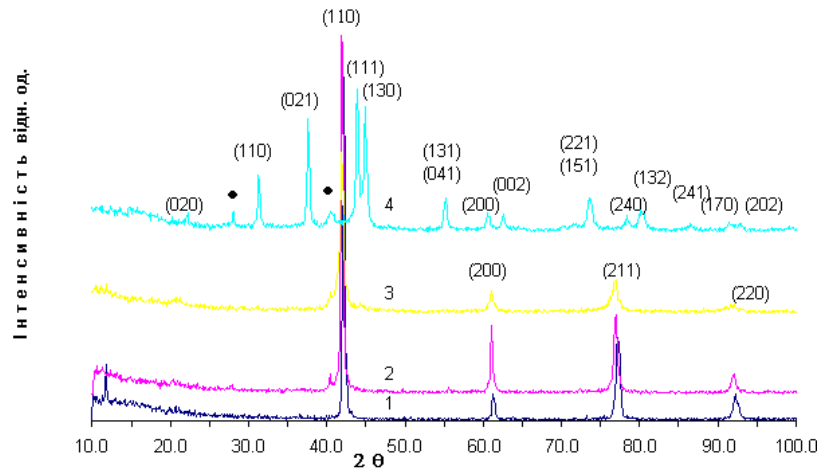


Рис. 2. - Рентгенівські дифрактограми суміші порошків V+V помелених протягом: 1–0 хв., 2–5 хв, 3–15 хв., 4–20 хв.(□ - оксиди ванадію).

Як видно із цього рисунка протягом 5 хвилин помелу дифракційні лінії зміщуються в бік менших кутів, що вказує на утворення твердих розчинів. Проте лінії ванадію досить інтенсивні, і тільки після 15 хвилин помелу помітне розширення дифракційних ліній, що вказує на утворення мікроступорень. Різка зміна дифракційної картини спостерігається після 20 хвилин помелу, що видно із рисунка 2 (крива 4). Рентгенівські лінії вказують на утворення фази з ромбічною структурою VB.

2. Система V-B, співвідношення ванадію до бору 1:2.

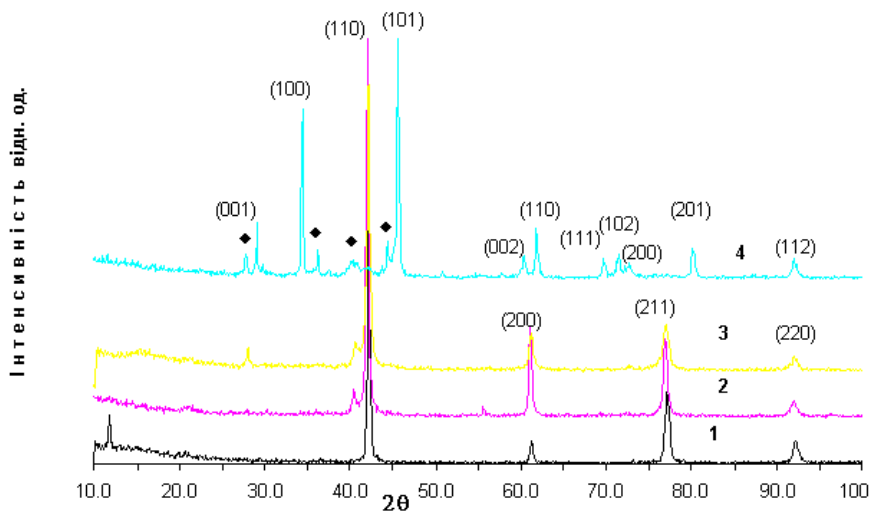


Рис. 3. - Рентгенівські дифрактограми суміші порошків V+2B помелених протягом: 1–0 хв., 2–5 хв, 3–10 хв., 4–15 хв.(□ - оксиди ванадію)

Як видно із цього рисунка 3 протягом 5 хвилин помелу дифракційні лінії зміщуються в бік менших кутів, що вказує на утворення твердих розчинів як і в попередньому випадку. Лінії ванадію досить інтенсивні, після 10 хвилин помелу помітне деяке розширення дифракційних ліній, що вказує на утворення мікроступорень. Різка зміна дифракційної картини спостерігається після 15 хвилин помелу, що видно із рисунка 3 (крива 4). Рентгенівські лінії вказують на утворення фази VB₂ з гексагональною структурою типу A1B₂

3. Система Ta-B. Суміш порошків танталу і бору у співвідношенні Ta:B=1:1

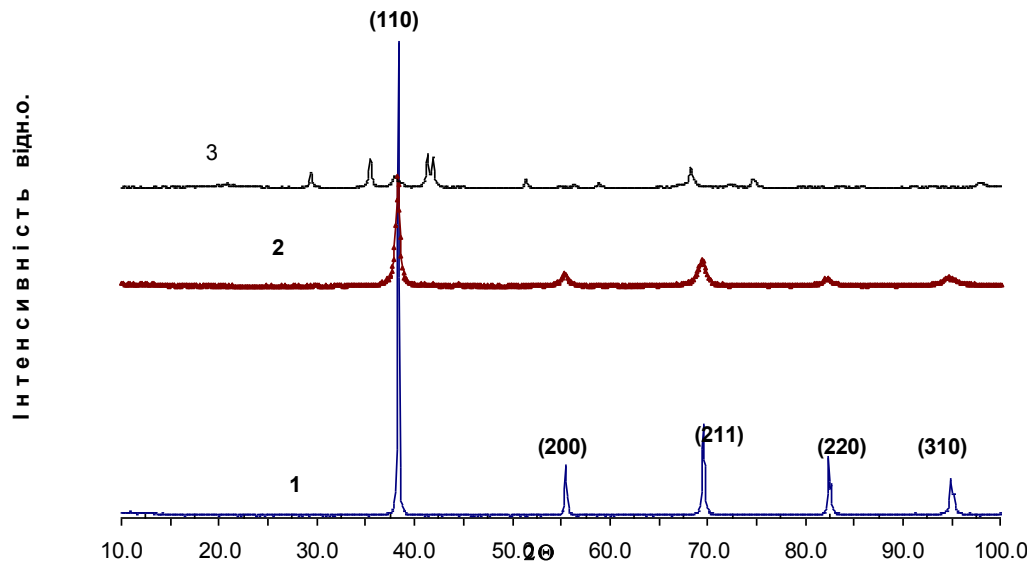


Рис. 4. - Рентгенівські дифрактограми суміші порошків Ta+B, співвідношення Ta:B=1:1, розмелених протягом : 1- 0 хв., 2- 5 хв, 3-10хв

Як видно із цього рисунка подрібнення протягом 5 хвилин призводить до утворення дефектної і спотвореної структури, що видно по значному зменшенню інтенсивності рентгенівських ліній і їх спотворенню. Після 10 хвилин помелу порошок танталу перетворився в сполуку TaB з залишками танталу, лінія (110) якого зміщена в бік менших кутів. Зміщення лінії (110) в бік менших кутів свідчить про збільшення параметру кристалічної решітки, що можливо при утворенні твердого розчину впровадження бору в танталі. На рисунку 5 ця крива представлена у збільшеному вигляді. Залишки твердого розчину впровадження в отриманій суміші можуть свідчити про існування паралельних механізмів формування боридних фаз, які з одного боку приводять до скачко-подібного перетворення оцк фази в ромбоєдричну TaB, а з іншого боку сприяють утворенню твердих розчинів впровадження бору в танталі.

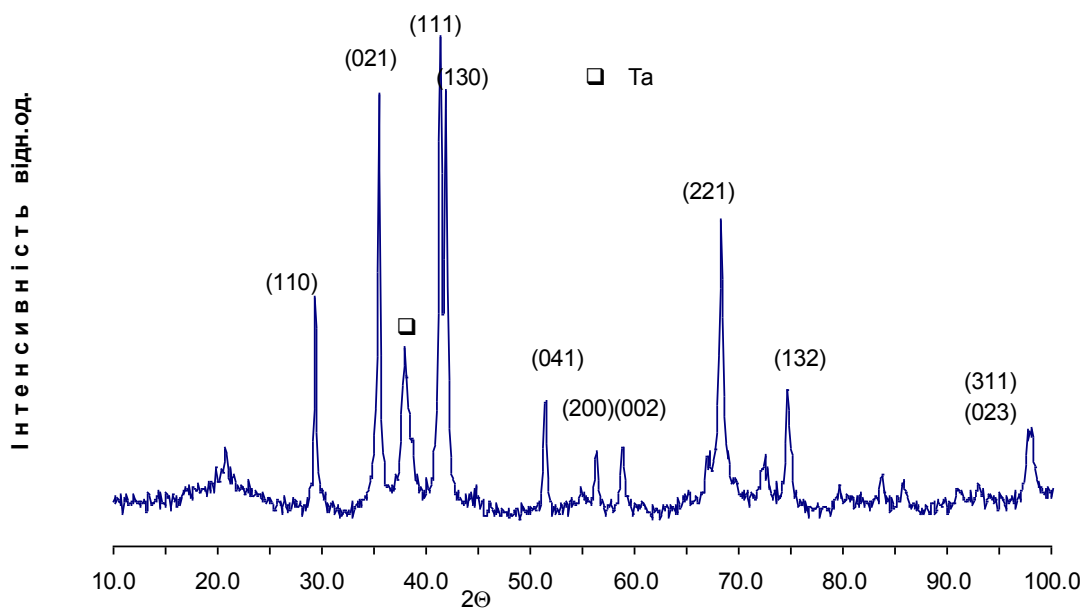


Рис. 5. - Рентгенівська дифрактограми суміші порошків Ta+B розмелених протягом - 10 хв.; (□- Ta)

4. Система Та-В. Суміш порошків танталу і бору у співвідношенні Та:В=1:2

На рис.5 представлені дифрактограми для суміші порошків танталу і бору залежно від часу помелу для складу, який відповідає сполуці TaB_2 .

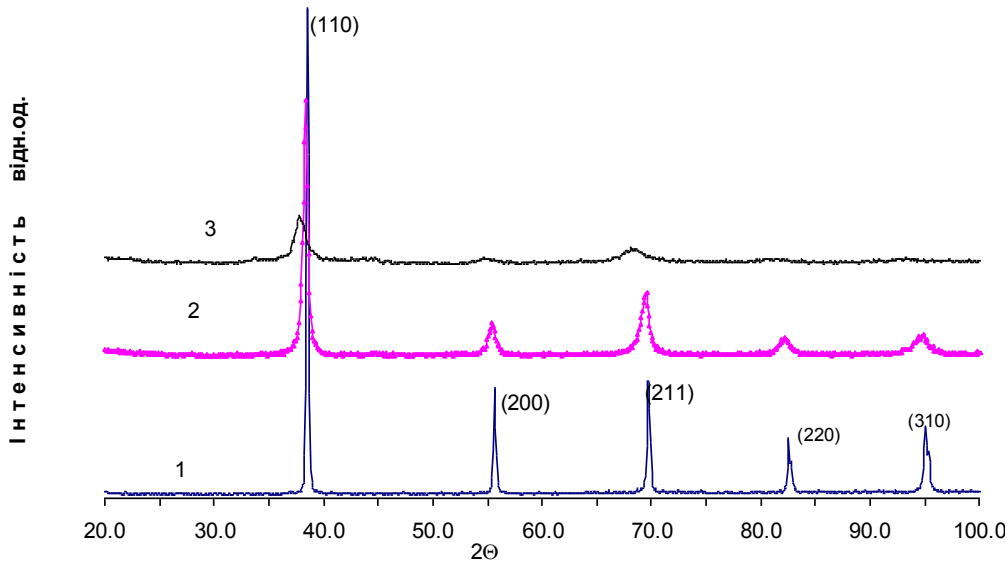


Рис. 6. - Рентгенівські дифрактограми суміші порошків Та+2В розмелених протягом : 1- 0 хв., 2- 5 хв., 3-15 хв

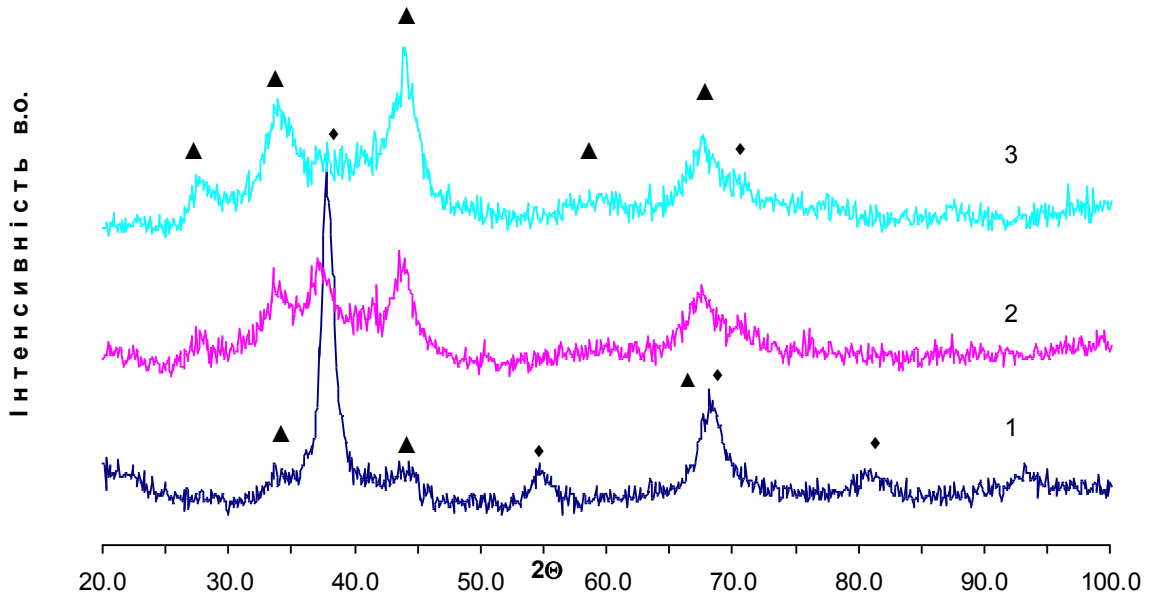


Рис. 7. - Рентгенівські дифрактограми суміші порошків Та+В, співвідношення Та:В=1:2, розмелених протягом: 1-15 хв., 2-30 хв, 3-40 хв., 4-50 хв(□-Та,▲-ТаВ₂)

Як видно з рисунка 6 за 5 хв. помелу танталу і бору спостерігається зсув ліній у бік менших кутів, що вказує на збільшення параметра кристалічної решітки (від $a=0.3302\text{нм}$ до $a=0.3315\text{нм}$), тобто утворюється твердий розчин впровадження з області когерентного розсіювання (ОКР) $D = 28.91\text{нм}$; і спотвореннями $\varepsilon = 0.004578$. При інтенсивному помелі танталу з бором спостерігається також деформація кристалічної решітки танталу, на що вказує розширення рентгенографічних рефлексів і зменшення інтенсивності площин віддзеркалення під впливом ударних навантажень і зсувних деформації під час помелу

На рис. 7. представлені рентгенограми суміші порошоків танталу і бору розмелених в планетарному млині протягом 15, 30, 50 хвилин. Помел суміші порошоків танталу і бору протягом 15 хв. супроводжується збільшенням спотворень ОЦК решітки до $\varepsilon = 0.02394$ без істотної зміни розміру частинок. Також на цьому етапі обробки з'являються лінії, відповідні дибориду танталу, що узгоджується з роботою [3], де вказано, що при підвищенні концентрації твердого розчину решітка металу розчинника зазнає перетворень (т.з. концентраційний поліморфізм). Збільшення часу помелу до 30, 50 хв. приводить відповідно до збільшення інтенсивності ліній, відповідних дибориду танталу.

Виходячи з вище сказаного ми зробили припущення, що під час подрібнення танталу і бору внаслідок значної деформації металу а також із-за утворення дефектів пакування формуються одночасно як тверді розчини впровадження бору в металі так і тверді розчини заміщення танталу бором. Якщо утворення твердих розчинів впровадження супроводжується збільшенням параметру кристалічної решітки, то утворення твердих розчинів заміщення супроводжується зменшенням параметру кристалічної решітки. Тому для порошкової суміші танталу і бору до 50 ат.%бор, а саме, для суміші Ta+B після помелу не спостерігається зміна параметру кристалічної решітки. Збільшення кількості бору до 66ат.% для синтезу сполуки TaB₂ збільшує ймовірність заповнення тетраедричних порождин решітки танталу, що призводить до порушення рівноваги між твердими розчинами заміщення і впровадження, яка встановилася в кристалічній решітці танталу. Тому за 5 хвилин подрібнення такої суміші спостерігається збільшення параметру кристалічної решітки.

Обговорення результатів

Моделювання процесу утворення твердих розчинів бору в танталі, яке зроблено в роботі [6] дозволило зробити припущення що утворення твердих розчинів заміщення при інтенсивній обробці металу і бору в планетарному млині проходить за рахунок заміщення атомів металу двома атомами бору. Можливість утворювати тверді розчини заміщення двома атомами бору обумовлювалась співмірністю атомного об'єму металу з двома атомними об'ємами бору.

Беручи до уваги атомні об'єми ванадію, танталу та бору можна підрахувати, що тверді розчини заміщення ванадію двома атомами бору призводять до деякого збільшення параметру кристалічної решітки, в той же час заміщення двома атомами бору атома танталу призводить до зменшення параметру кристалічної решітки танталу. Правило Хега dV/dm_e не більше 0,59 для утворення твердих розчинів впровадження дотримується для танталу, тому поряд з утворенням твердих розчинів заміщення в системі Ta-B спостерігаються і тверді розчини впровадження. Для системи ванадій-бор співвідношення $dV/dm_e = 0,63$ тому правило Хега не виконується і в цій системі можливе утворення тільки твердих розчинів заміщення.

При концентрації бору в порошковій суміші 50ат% спостерігається стрибкоподібне утворення як фази TaB так і фази VB, що обумовлено мінімальною стабільністю твердого розчину заміщення при такій концентрації бору.

Наявність заміщених двома атомами бору вузлів в оцк гратці металу полегшує можливість подальшої трансформації твердого розчину в бориди MeB та MeB₂, за допомогою кооперативних механізмів під дією внутрішніх напружень. Це обумовлено тим, що прообраз ланцюгової та кільцевої структури бору в боридних фазах формується, ще у твердому розчині.

Коли доля атомів бору під час обробки суміші (Ta:B- 1:2) збільшується вони впроджуються в тетраедричні пори (одночасно заміщують атоми танталу). Це призводить до зростання параметру гратки і до більшої концентрації впроваджених атомів бору в решітку танталу. При критичній концентрації бору в тетрапорах решітка розчинника зазнає перетворень в результаті чого утворюється нова фаза TaB₂, а прообраз кільцевої структури утворився уже в твердому розчині.

Висновки

При помелі в планетарному млині суміші порошоків бору і металів п'ятої групи ванадію чи танталу формування боридних фаз в значній мірі визначається співвідношенням розмірів атомів металу та бору. У випадку утворення твердих розчинів заміщення атома металу двома атомами бору процес утворення боридів проходить стрибкоподібно, тому що прообраз ланцюгової та кільцевої структури бору формується ще у твердому розчині. При утворенні комбінованого твердого розчину заміщення і впровадження, як у випадку системи Ta-B, формування фази TaB чи TaB₂ залежить від концентрації бору в порошковій суміші. Коли атомів бору при помелі мало (співвідношення Ta:B 1:1) переважає механізм утворення твердих розчинів заміщення, із збільшенням долі атомів бору (співвідношення Ta:B 1:2) бор впроваджується в тетраедричні

пори, що приводить до зростання параметру ґратки твердого розчину. Обидва механізми, як впровадження так і заміщення, призводять до зменшення енергії розчину, яка набуває мінімального значення при концентрації бору, яка відповідає стехіометрії TaB, що приводить до стрибкоподібного перетворення твердого розчину заміщення у фазу TaB. Впровадження бору в тетраедричні порожнини сприяє утворенню пересиченого твердого розчину впровадження, який поступово розпадається з утворенням фази TaB₂.

Література

1. Серебрякова Т.И., Неронов В.А., Пешев П.Д. Высокотемпературные бориды. М.: Металлургия, 1991. 368ст.
2. Х.Дж. Гольдшмидт. Сплавы внедрения., «Мир», Москва, выпуск1, 1971, 423ст.
3. Р.А.Андриевский, Я.С.Уманский. Фазы внедрения., «Наука», Москва, 1977, 239ст.
4. Г.К. Моисеев (1), А.Л. Ивановский. Стандартные энтальпии образования родственных соединений в системах металл—бор. Известия Челябинского научного центра, вып. 3 (29), 2005, 5-9ст.
5. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем . Справочник, Москва, Машиностроение, 1996г, том 1,942 ст.
6. Савяк М.П., Мельник А.Б., М.А. Васильківська, В.І.Івченко, Тимофєєва І.І., Уварова Особливості механосинтезу боридів танталу та моделювання процесу утворення твердих розчинів бору в танталі. Порошкова металурґія (у друці).

Рецензенти:

Іванова Інна Іванівна, к.т.н., ст.н.с., Інституту проблем матеріалознавства НАНУ;
Сульженко Валерій Костянтинович, к.т.н., ст.н.с., Інституту металофізики НАНУ.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017

УДК 66.017 : 546.185 : 546.41 : 546.284-31 : 53.086: 620.179.16

**О.Є. Сич, Г.Б. Товстоног, Н.Д. Пінчук, Ю.Г. Безимьянний, Є.О. Козирацький, К.А. Комаров,
Я.І. Євич, І.В. Уварова**

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

**ВПЛИВ ДОБАВКИ ВИСОКОДИСПЕРСНОГО ДІОКСИДУ КРЕМНІЮ НА СТРУКТУРУ
ТА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГІДРОКСИАПАТИТНОЇ БІОКЕРАМІКИ**

В роботі досліджено вплив добавки високодисперсного діоксиду кремнію на структуру та механічні властивості гідроксиапатитної кераміки на основі біогенного гідроксиапатиту. Встановлено, що введення високодисперсного діоксиду кремнію не лише підвищує пористість біокераміки, а і приводить до формування більше дисперсної зеренної структури, розширюючи області розподілу пор в матеріалі. Показано, що механічні властивості гідроксиапатитної кераміки, такі як міцність на стиск та характеристики пружності зменшуються при введенні високодисперсного діоксиду кремнію до її складу.

Ключові слова: гідроксиапатит, діоксид кремнію, структура, пористість, міцність, пружність

**Е.Е. Сыч, А.Б. Товстоног, Н.Д. Пинчук, Ю.Г. Безимьянний, Е.А. Козирацкий, К.А. Комаров,
Я.И. Евич, И.В. Уварова**

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.Н. Францевича НАН України

**ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ ВИСОКОДИСПЕРСНОГО ДИОКСИДА КРЕМНИЯ НА
СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
ГИДРОКСИАПАТИТНОЙ БИОКЕРАМИКИ**

В работе исследовано добавки высокодисперсного диоксида кремния на структуру и механические свойства гидроксиапатитной керамики на основе биогенного гидроксиапатита. Установлено, что введение высокодисперсного диоксида кремния не только повышает пористость биокерамики, но и приводит к формированию более дисперсной зеренной структуры, расширяя области распределения пор в материале. Показано, что механические свойства гидроксиапатитной керамики, такие как прочность на сжатие и характеристики упругости, уменьшаются при введении высокодисперсного диоксида кремния в её состав.

Ключевые слова: гидроксиапатит, диоксид кремния, структура, пористость, прочность, упругость

**О. Sych, H. Tovstonoh, N. Pinchuk, Yu. Bezimyanniy, E. Kozirackiy, K. Komarov, Ya. Yevych,
I. Uvarova**

Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS of Ukraine

**EFFECT OF FUMED SILICA ADDITION ON STRUCTURE AND
MECHANICAL CHARACTERISTICS OF HYDROXYAPATITE BIOCERAMICS**

In the present work the influence of fumed silica on the structure and mechanical properties of hydroxyapatite ceramics based on biogenic hydroxyapatite. Structure of the materials was studied by scanning electron microscopy (REM-106I, Ukraine) and analysed with the special material science complex program for analysis of structure images SIAMS-600 (SIAMS-Ltd, Russia). The compression strength of samples was determined by a uniaxial compression (Universal machine Ceram test system, Ukraine). Measurements of the elastic properties were performed using acoustic measurements. It was established that the introduction of fumed silica not only increases the porosity of the bioceramics, but also leads to the formation of a more dispersed grain structure, expanding the distribution region of the pores size distribution in the material. It is shown that mechanical properties hydroxyapatite ceramics, such as compressive strength and elasticity characteristics, decreasing with the addition of fumed silica in its composition.

Keywords: hydroxyapatite, silica, structure, porosity, strength, elasticity

Вступ. В сучасному біомедичному матеріалознавстві лідером серед матеріалів, що застосовують для отримання біокераміки для лікування дефектів кісткової тканини, є гідроксиапатит – основна неорганічна складова кістки людини [1, 2]. Щороку застосування синтетичних матеріалів для лікування опорно-рухового апарату збільшується, а науковці все частіше приділяють увагу модифікуванню гідроксиапатиту різними хімічними елементами, в тому числі і кремнієм, який відіграє важливу роль в процесах біомінералізації кісткової тканини [3-5].

В наших попередніх роботах [6-8] було показано можливість модифікування іонами кремнію наноструктурного біогенного гідроксиапатиту та встановлено його позитивний вплив на властивості кераміки *in vitro*. При цьому, модифікування гідроксиапатитної кераміки високодисперсним діоксидом кремнію дозволяє досягти більш пролонгованого вивільнення антибіотиків з пористих зразків.

Відомо, що при розробці імплантаційних матеріалів важливим є контроль структурно-механічних властивостей, який разом в біохімічними та медико-лабораторними дослідженнями

дає змогу робити рекомендації щодо області застосування матеріалу для лікування певних дефектних ділянок кісток. Кожна з кісток скелету людини відрізняється за величиною, формою та механічними властивостями (таблиця 1), займаючи відповідне місце в скелеті [9]. При цьому розрізняють кортикальну та губчасту кісткову тканину, кожна з яких має певну структуру і, як наслідок, різні механічні властивості (таблиця 2) [10, 11]. Крім того, механічні властивості кістки значним чином залежать від віку людини, захворювань, індивідуальних особливостей росту, а запас механічної міцності кістки досить значний та суттєво перевищує навантаження, з якими вона зустрічається у звичайних життєвих умовах – жива кістка в 5 разів міцніша за бетон [12]. Демонстрацією механічної міцності кістки є здатність людини розбивати цеглу або бетон у східних єдиноборствах. Для біоматеріалів, що несуть механічне навантаження, важливою є відповідність механічних властивостей кістки та імплантату для уникнення руйнування кістки у випадку перевищення механічних властивостей імплантату, або, навпаки, - руйнування імплантату, коли механічні властивості кістки більші. Загалом, кістка живого організму – це динамічна структура, яка пристосовується до змін умов життя, під впливом яких і відбувається постійна перебудова її на макро- та мікроскопічному рівні.

Таблиця 1

Деякі механічні характеристики кісткової системи [9]

Тканина	Міцність на стиск, МПа	Міцність на розтяг, МПа	Модуль пружності, ГПа
Стегно	167	121	17,2
Велика гомілкорова кістка	159	140	18,1
Мала гомілкорова кістка	129	146	18,6
Плечорова кістка	132	30	17,2
Променеорова кістка	114	149	18,6
Лікторова кістка	117	148	18
Шийні хребці	10	3,1	0,23
Поперекові хребці	5	3,7	0,16
Губчато кістка	1,9	1,2	0,09
Кістка черепа	97	25	-

Таблиця 2

Механічні властивості кісткової тканини організму [10-12]

	Міцність на стиск, МПа	Міцність на згин та розтяг, МПа	Модуль пружності, ГПа
Кортикальна кістка	100-230	50-150	7-30
Трабекулярна кістка	2-12	10-20	0.05-0.5
Сталь	552	827	207
Граніт	145	4,8	52
Дуб	59	117	11
Бетон	21	2,1	16

Метою даної роботи було провести дослідження впливу добавки високодисперсного діоксиду кремнію на структуру та механічні властивості гідроксиапатитної кераміки, отриманої на основі біогенного гідроксиапатиту.

Матеріали та методи дослідження. Для отримання зразків гідроксиапатитної біокераміки було використано біогенний гідроксиапатит (БГА) Остеоапатит керамічний® (Україна) з розміром частинок < 160 мкм та високодисперсний діоксид кремнію Aerosil® 200 (Німеччина), введений до складу зразків у кількості 2 та 5 мас. % в перерахунку на кремній. Детальна методика отримання зразків описана в наших попередніх роботах [6-8]. Температура спікання зразків становила 600 °С.

Структура гідроксиапатитної біокераміки досліджена методом скануючої електронної мікроскопії з використанням мікроскопу РЕМ-106И (Україна) та проаналізована за допомогою спеціалізованого матеріалознавчого комплексу аналізу зображень SIAMS-600 (Росія).

Визначення динамічних характеристик пружності матеріалів проводили за результатами вимірювання швидкості поширення поздовжньої пружної хвилі, параметри збудження якої обирали з урахуванням особливостей структури зразків, а швидкість визначали за часом

наскрізного проходження пружного імпульсу через зразок, що досліджувався. Вимірювання часу проходження проводили на частоті 0,6 МГц методом радіоімпульсу з дискретною затримкою при ударному збудженні перетворювача та наскрізному прозвучуванні зразків [13]. Для цього використовували апаратний комплекс для прецизійних акустичних вимірювань [14], розроблений в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України.

Швидкість поширення поздовжньої пружної хвилі визначали за формулою:

$$c = \frac{h}{t - t_0}, \quad (1)$$

де t – вимірний час; t_0 – систематична похибка вимірювань.

Зв'язок характеристики пружності матеріалу зі швидкістю поширення пружних хвиль визначається співвідношенням [15]:

$$E = \rho \times c^2, \quad (2)$$

де ρ – густина.

Мінімізацію похибки вимірювань, зумовленої варіацією товщини контактної шару та попаданням контактної змазки в матеріал, а також збереження цілісності зразків забезпечували шляхом застосування оригінальної методики вимірювань: випромінювальний та приймальний перетворювачі в спеціальній акустичній камері розташовували співвісно зі зразком та притискали до нього через полімерну плівку нормованим навантаженням. При цьому похибка вимірювань складала 1,5 %.

Міцність на стиск визначали методом одновісного стиснення за допомогою універсальної машини *Ceram test system* (Україна).

Результати та обговорення. Попередній аналіз фазового складу показав, що введення *Aerosil*[®] 200 до складу гідроксиапатитної біокераміки не спричиняє зміни фазового складу та представлений лише фазою гідроксиапатиту ($\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{OH}$, Card # 9-432) [7].

На рис. 1 наведено структуру гідроксиапатитної біокераміки, яка свідчить про суттєвий вплив високодисперсного діоксиду кремнію на структуру отриманих зразків. В нашій попередній роботі було показано, що при додаванні *Aerosil*[®] 200 до складу зразків суттєво змінюється форма зерна в кераміці – від пластинчастої до округлої [7].

Результати аналізу зеренної структури біокераміки (рис. 2, таблиця 3) показали, що при введенні до складу гідроксиапатитної кераміки *Aerosil*[®] 200 відбувається зменшення розміру зерен – як найбільших, так і найменших за розміром. Для «чистої» біокераміки найбільш вірогідний розмір зерна становить 1,2 мкм, а основна кількість зерен (73 %) мають розмір 1,25-2,5 мкм. Введення до складу біокераміки високодисперсного *Aerosil*[®] 200 незалежно від його кількості приводить до зменшення як найбільш ймовірного розміру зерен до 0,88 мкм, так і до зменшення розмірів основної кількості зерен в матеріалі. При додаванні 2 мас. % SiO_2 до складу гідроксиапатитної кераміки 78 % зерен в структурі матеріалу мають розмір 0,75-1,5 мкм, а при додаванні 5 мас. % SiO_2 – 78 % зерен мають розмір 0,5-1,25 мкм. В той же час, введення діоксиду кремнію до складу кераміки призводить до зменшення однорідності зеренної структури (збільшення коефіцієнту варіації), що може бути пов'язано з утворення агрегатів більш дрібних частинок. Таким чином, *Aerosil*[®] 200 при додаванні до біогенного гідроксиапатиту призводить до формування більш дисперсної зеренної структури біокераміки.

Введення високодисперсного діоксиду кремнію впливає не лише на зеренну, а і на пористу структуру гідроксиапатитної біокераміки. Аналіз пористої структури біокераміки (рис. 3, таблиця 3) показав, що введення *Aerosil*[®] 200 практично не впливає на однорідність порової структури в кераміці, про що свідчить коефіцієнт варіації. Однак, при введенні високодисперсного SiO_2 до складу матеріалу незалежно від його кількості, збільшується розмір як дрібних (в 3 рази), так і великих (в 2 рази) пор. Найбільш ймовірний розмір пор зростає від 0,38 до 0,88 мкм для «чистої» та з додаванням *Aerosil*[®] 200 біокераміки, відповідно. Крім того, введення діоксиду кремнію зміщує та розширює область існування основної кількості пор: для «чистої» кераміки 81 % пор мають розмір 0,15-0,50 мкм, а для кераміки, що містить у своєму складі діоксид кремнію у кількості 2 % - 78 % пор мають розмір 0,75-2,00 мкм, а при додаванні 5% SiO_2 80 % пор мають розмір 0,5-1,5 мкм. Таким чином, *Aerosil*[®] 200 не лише збільшує розмір пор гідроксиапатитної біокераміки, але і розширює область існування пор в структурі матеріалу.

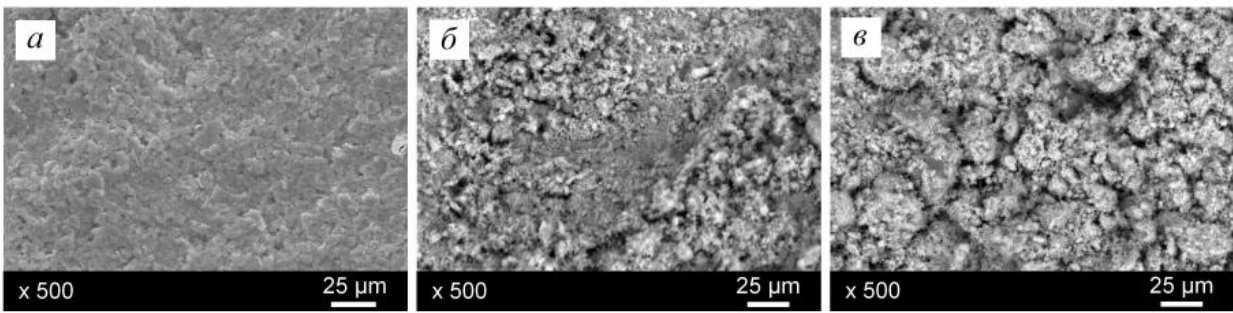


Рис. 1. - Структура зразків гідроксиапатитної біокераміки: *a* – без Aerosil® 200; *б* – 2 мас. % Aerosil® 200; *в* – 5 мас. % Aerosil® 200

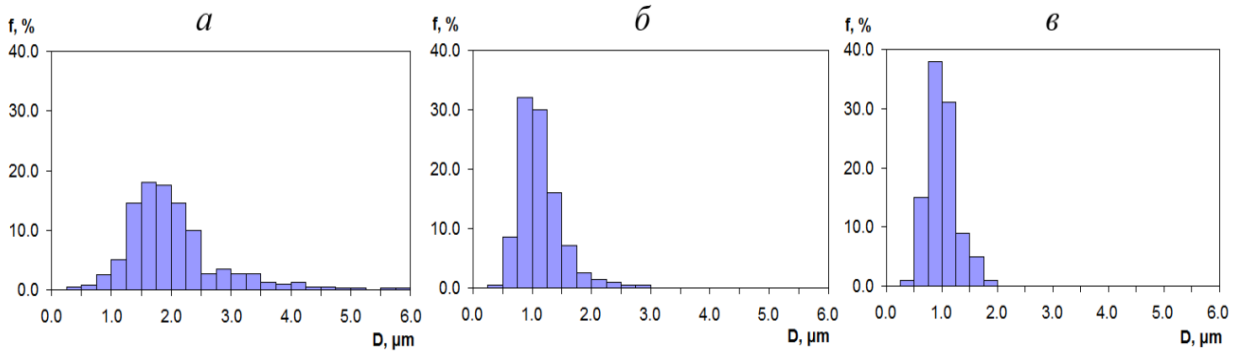


Рис. 2. - Розподіл зерен за розміром в структурі зразків гідроксиапатитної біокераміки: *a* – без Aerosil® 200; *б* – 2 мас. % Aerosil® 200; *в* – 5 мас. % Aerosil® 200

Таблиця 3

Результати аналізу структури гідроксиапатитної біокераміки

Параметри структури	Пори			Зерна		
	Вміст Aerosil® 200, мас. %			Вміст Aerosil® 200, мас. %		
	0	2	5	0	2	5
Мінімальне значення, мкм	0,15	0,46	0,46	0,64	0,45	0,31
Максимальне значення, мкм	2,23	4,46	4,59	5,87	3,55	2,57
Середнє значення, мкм	0,38	1,46	1,16	2,00	1,13	0,80
Середньоквадратичне відхилення, мкм	0,17	0,72	0,58	0,12	0,35	0,23
Коефіцієнт варіації, %	0,45	0,49	0,5	0,06	0,31	0,29

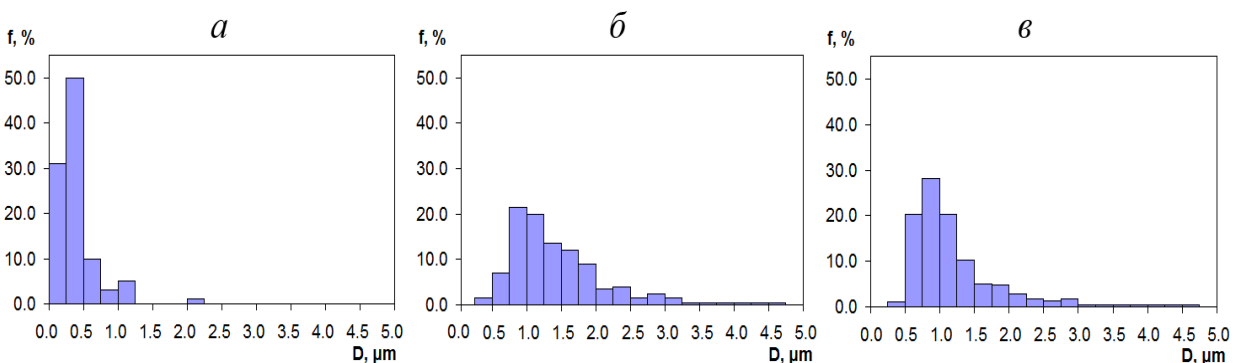


Рис. 3. - Розподіл пор за розміром в структурі зразків гідроксиапатитної біокераміки: *a* – без Aerosil® 200; *б* – 2 мас. % Aerosil® 200; *в* – 5 мас. % Aerosil® 200

Загальна пористість зразків гідроксиапатитної біокераміки при введенні до її складу високодисперсного діоксиду кремнію зростає від 43 до 45 та 48,5 % (2 та 5 мас. % Aerosil® 200, відповідно), залишаючись при цьому переважно відкритою [7, 8]. На рис. 4 представлено результати атестації механічних властивостей зразків, з яких видно, що міцність на стиск та

характеристика пружності біокераміки зменшуються при введенні до її складу високодисперсного SiO_2 , при цьому чим більший вміст Aerosil® 200, тим нижчі механічні показники, що, в свою чергу, пов'язано з пористістю, яка збільшується з введенням до складу гідроксиапатитної біокераміки високодисперсного кремнезему. З наведених результатів можна побачити, що отримані дані по

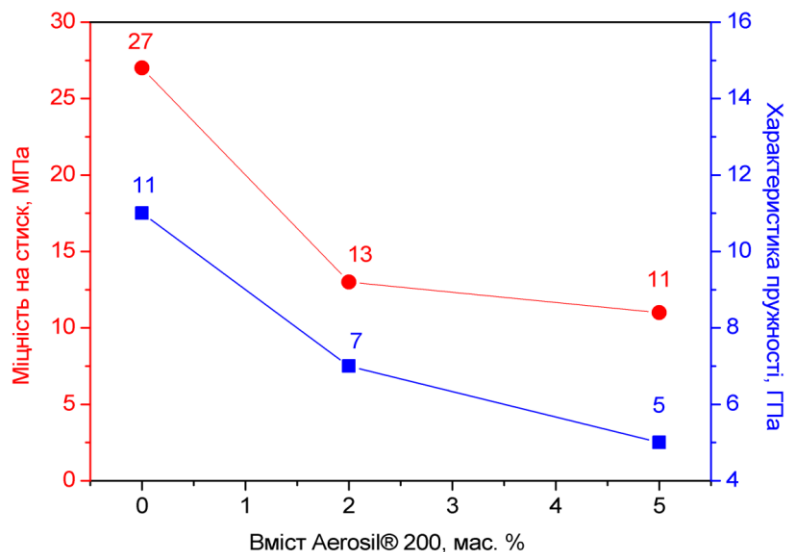


Рис. 4. - Вплив Aerosil® 200 на міцність на стиск [7] та модуль пружності зразків гідроксиапатитної біокераміки

визначенню міцності на стиск (метод одновісного стиснення) та по визначенню характеристики пружності матеріалу (метод вимірювання швидкості поширення пружних хвиль) корелюють між собою, що дає підставу для подальшого використання зазначених методів для визначення механічних характеристик біоактивної кераміки на основі гідроксиапатиту.

Висновки. На основі проведеного дослідження впливу високодисперсного діоксиду кремнію на структуру та механічні властивості, такі як міцність на стиск та характеристика пружності, зразків біокераміки, отриманої на основі біогенного гідроксиапатиту, встановлено, що введення високодисперсного діоксиду кремнію підвищує пористість матеріалу та приводить до формування більше дисперсної зернової структури, розширюючи область розподілу пор в матеріалі. Показано, що за допомогою добавки високодисперсного діоксиду кремнію можна корегувати пористу структуру та механічні властивості зразків та рекомендувати використання такого матеріалу для заповнення дефектів кісткової тканини в реконструктивній хірургії.

Список використаних джерел:

1. Zhou H. Nanoscale hydroxyapatite particles for bone tissue engineering / H. Zhou, J. Lee // Acta Biomater. – 2011. – Vol. 7, Issue 7. – P. 2769-2781.
2. Sadat-Shojai M. Synthesis methods for nanosized hydroxyapatite with diverse structures / M. Sadat-Shojai, M. T. Khorasani, E. Dinpanah-Khoshdargi, A. Jamshidi // Acta Biomater. – 2013. – Vol. 9, Issue 8. – P. 7591–7621.
3. Carlisle E. M. Silicon: a possible factor in bone calcification / E. M. Carlisle // Science. – 1970. – Vol. 167, Issue 3916. – P. 279–280.
4. Ning C. Q. Effects of silica on the bioactivity of calcium phosphate composites in vitro / C. Q. Ning, J. Mehta, A. El-Ghannam // J. Mater. Sci. Mater. Med. – 2005. – Vol. 16, Issue 4. – P. 355–360.
5. Wang S. Bioactive and biodegradable silica biomaterial for bone regeneration / S. Wang, X. Wang, F. G. Draenert et al. // Bone. – 2014. – Vol. 67. – P. 292-304.
6. Сыч Е. Е. Синтез и свойства Si-модифицированной керамики на основе биогенного гидроксиапатита / Е. Е. Сыч, Н. Д. Пинчук, В. П. Клименко [и др.] // Порошковая металлургия. – 2015. – № 1/2. – С. 83-90.
7. Сыч Е. Е. Влияние пирогенного диоксида кремния на структуру и свойства биокерамики на основе гидроксиапатита / Е. Е. Сыч // Стекло и керамика. – 2015. – № 3. – С. 36-39.
8. Sych O. Si-modified BHA bioceramics as a drug delivery system: Effect of modification method on structure and Rifampicin release / O.Sych, N. Pinchuk, V. Klymenko, I. Uvarova, O. Budilina, L. Procenko // Processing and Application of Ceramics. – 2015. – Vol. 9, Issue 3. – P. 125-129.

9. Керамические и стеклокристаллические материалы для медицины: учебник / [В.И. Верещагин, Т.А. Хабас, Е.А. Кулинич, В.П. Игнатов]. – Томск.: Издательствл ТПУ, 2008. - 151 с.
10. Наноматеріали медичного призначення / [Уварова І.В., Горбик П.П., Горобець С.В и др.]; за ред. В.В. Скорохода. – К.: «Наукова думка», 2014. - 414 с.
11. Hench L. Biomaterials, Artificial Organs and Tissue Engineering / L. Hench and J. Jones. – Cambridge: Woodhead Publishing Limited. – 2005.
12. Джея Б. Механические свойства костной ткани [Электронный ресурс] – Режим доступа к публикации: <https://www.scienceforum.ru/2017/pdf/36380.pdf>
13. Безымянный Ю. Г. Акустическое отображение материалов с развитой мезоструктурой / Ю. Г. Безымянный // Акустичний вісник. – 2006. – Т. 9, № 2.– С. 3–16.
14. Безымянный Ю. Г. Сравнение динамических методов при определении упругих характеристик разных материалов / Ю. Г. Безымянный, Е. А. Козирацкий, А. Н. Колесников, Л. О. Тесленко // Вісник націон. технічн. університету «ХПІ». Зб. наук. праць. Серія: Електроенергетика та перетворювальна техніка. – 2014. – № 19 (1062). – С. 15–22.
15. Шутилов В. А. Основы физики ультразвука / В. А. Шутилов.– Л.: Изд-во Ленинградского ун-та.– 1980.– 280 с.

Рецензенти статті:

Бошицька Наталія Віталіївна, провідний науковий співробітник Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, доктор технічних наук, старший науковий співробітник

Плем'яніков Микола Миколайович, професор кафедри хімічної технології кераміки та скла Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», кандидат технічних наук, доцент

Стаття надійшла до редакції 27.04.2017.

УДК: 672.721

Л.А. Сосновский, О.В. Власова, Г.А. Баглюк, М.И. Головкова*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины***ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ УТИЛИЗАЦИИ ПОРОШКОВЫХ ОТХОДОВ СТАЛИ ШХ15 ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ДВУХСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОПИТКИ**

Одновременное прессование слоев на основе порошка железа и порошковых отходов ШХ15 позволяет после спекания получать слои с регулируемой пористостью, используя смеси не отожженных и отожженных отходов ШХ15. Установлено, что пропитка слоя ШХ15 медью при температуре 1200 °С позволяет изготавливать двухслойный композит из железной основы и слоя сплав меди – каркас стали ШХ15.

Ключевые слова: композит, прессование, спекание, отходы ШХ15, железо, медь, пропитка.

Табл. 3. Рис. 3. Лит. 10

Л.А. Сосновський, О.В. Власова, Г.А. Баглюк, М.І. Головкова**ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ УТИЛІЗАЦІЇ ПОРОШКОВИХ ВІДХОДІВ СТАЛІ ШХ15 ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ДВОШАРОВИХ МАТЕРІАЛІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ПРОСОЧУВАННЯ**

Однчасне пресування шарів на основі порошку заліза і порошкових відходів ШХ15 дозволяє після спікання отримувати шари з регульованою пористістю, використовуючи суміші не відпалених і відпалених відходів ШХ15. Встановлено, що просочення шару ШХ15 міддю при температурі 1200 °С дозволяє виготовляти двошаровий композит із залісної основи і шару сплав міді - каркас сталь ШХ15.

Ключові слова: композит, пресування, спікання, відходи ШХ15, залізо, мідь, просочення.

L.A. Sosnovsky, O.V. Vlasova, G.A. Baglyuk, M.I. Golovkova**INVESTIGATION OF ULTIMATE POWDER WASTE DISPOSAL OF STEEL ШХ15 MANUFACTURE BY THE METHOD OF IMPREGNATION TWO-LAYER MATERIALS**

Simultaneous pressing of layers on the basis of iron powder and powder waste ШХ15 allows after sintering to obtain layers with controlled porosity using mixtures of non-annealed and annealed waste ШХ15. It has been established that impregnation of the ШХ15 layer with copper at a temperature of 1200 °C makes it possible to fabricate a two-layer composite of an iron base and a layer of a copper alloy, the ШХ15 steel skeleton.

Key words: composite, pressing, sintering, waste ШХ15, iron, copper, impregnation.

Постановка проблемы и анализ исследований и публикаций.

При разработке способов утилизации порошковых отходов стали ШХ15 (ПО ШХ15) должен учитываться не только их химический состав, но и реологические свойства, сильно отличающие ПО ШХ15 от распыленного порошка железа [1]. Существенное отличие уплотняемости ПО ШХ15 и распыленного порошка железа марки ПЖР 3.200.28 принципиально позволяет при совместном прессовании их горизонтально расположенных слоев получать двухслойные прессовки со сравнительно низкой пористостью слоя порошка железа и с высокой – ПО ШХ15. Этот высокопористый слой может быть пропитан сплавом меди [2]. Утилизация ПО ШХ15 посредством использования их однослойного спеченного пористого каркаса для такой пропитки принципиально известна [3]. Однако возможность применения этого варианта утилизации сильно ограничена не только необходимостью использования при спекании газовых проточных защитных атмосфер, но главное, дефицитом меди в Украине. Поэтому необходимость снижения расхода дефицитной меди при производстве таких материалов является очевидной. В идеальном случае следует обходиться без использования проточных газовых защитных сред [4, 5], но главное, следует изготавливать пропиткой только рабочий слой детали, изнашиваемый в процессе ее эксплуатации. Такой метод также принципиально известен. Так, в [6] описан способ изготовления композиционного материала на основе чугуна, из поверхностной зоны которого избирательным окислением при температуре 800-850 °С удаляют графит. Обработанный таким образом материал погружают в расплавленные Cu, Al, Pb с температурой на ~ 50 °С выше температуры их плавления. Пропиткой при давлении инертного газа ~ 30 атм в течение 5 мин получают изделие с чугуновой основой и слоем композиционного медь (Al, Pb) содержащего материала. Этот способ, применим только к литым изделиям из серых чугунов, слишком сложен и поэтому, по-видимому, оказался невостребованным.

Цель статьи: исследование процесса изготовления двухслойных композитов, состоящих из железной основы и слоя порошковых отходов ШХ15, пропитанного сплавом меди по технологической схеме, которая исключает спекание в водород.

Изложение основного материала.

В работе использовали порошковые отходы ШХ15 дисперсностью менее 315 мкм Винницкого ГПЗ, не содержащие абразив. Этот порошок, а также смесь состава (мас. %): ПО ШХ15 – 96, графит – 4 прессовали при давлении 700 МПа в разъемной пресс-форме диаметром 10 мм. Полученные прессовки спекали на воздухе при температуре 1100 °С в течение 2 часов в графитовом тигле с крышкой в засыпке из графитовой крупки дисперсностью +0,25 – -0,5 мм. Тигель с образцами упаковывали аналогично как в работах [4, 5].

Полученные данные показали, что эффект активации спекания прессовок из ПО ШХ15 углеродом срабатывает не только при добавке графита в объем спекаемых ПО ШХ15; спекание активируется и углеродом, поступающим в спекаемый слой извне (из графитовой крупки).

Для оценки особенностей спекания двухслойных образцов, были приготовлены две смеси (мас. %):

1. а) Fe – 99,4, Zn стеар. – 0,6; б) ПО ШХ15 – 99,4, Zn стеар – 0,6;
2. а) Fe – 96,0, графит – 4,0; б) ПО ШХ15 – 96,0, графит – 4,0.

Двухслойные образцы получали совместным двухсторонним прессованием при давлении 700 МПа. Масса навески из смеси “а” составила 7 г, из смеси “б” – 1,5 г.

Диаметр и плотность каждого слоя в двухслойном образце определяли по образцам свидетелям, полученным по той же технологической схеме. Диаметр всех образцов после прессования составлял ~ 10,1мм. После спекания при температуре 1100 °С в течение 2 часов были получены следующие значения диаметров (мм) и плотности (г/см³) для образцов на основе порошка железа (а) и ПО ШХ15 (б):

1. а) 10,08; 6,72; б) 9,63, 4,89;
2. а) 10,10; 6,40, б) 8,68, 6,26.

Приведенные данные показали, что нижняя часть двухслойных прессовок (1а, 2а) полученная из порошка железа, спекается без усадки. Наоборот, верхняя часть образцов (1б, 2б) спекается с усадкой, зависящей от содержания в них графита, который существенно активизирует процесс спекания ПО ШХ15. Образцы, содержащие 4 мас. % графита (серия 2) имели четко отличающиеся уменьшенным диаметром и наличием впадины верхних частей полученных из смеси ПО ШХ15 – графит (плавным уменьшением толщины верхнего слоя от его периферии к центру), что показано на рис 1.

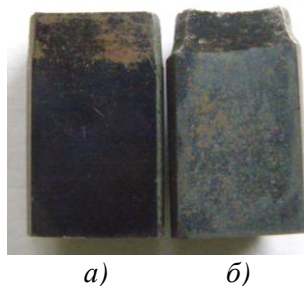


Рис. 1. Внешний вид спеченных двухслойных образцов (а - не содержащих графит и б - содержащих 4 мас. % графита)

Для реализации пропитки верхний слой двухслойных образцов зачищали. Было установлено, что при выравнивании верхней части образцов состава 2 было необходимо снимать много материала, что приводило к существенному утонению напеченного слоя. Верхние слои образцов серии 1 имели значительно меньшую усадку, соответственно, зачистка их верхних торцов практически не приводила к уменьшению толщины напрессованного слоя. Таким образом, состав 1 образцов был выбран как базовый для проведения экспериментов по пропитке не только из-за минимальной усадки, а также потому, что он не плавится при температурах выше эвтектической в системе железо-углерод.

При изготовлении двухслойных материалов было необходимо учитывать два противоречивых требования к пропитываемому двухслойному материалу. Основной слой, получаемый из порошка железа, всегда должен иметь как можно более низкую пористость.

Наоборот слой на основе ПО ШХ15 должен иметь высокую и вполне определенную пористость. Для выполнения этих двух требований следовало установить принципиальную возможность варьирования пористости слоя на основе ПО ШХ15 при одном и том же давлении совместного прессования двух слоев, т.е. оценить возможность управления пористостью пропитываемого слоя. С этой целью часть ПО ШХ15 отожгли в водороде при температуре 900 °С в течение 1 часа. В таблице 1 представлены: диаметр, плотность и пористость образцов после прессования при давлении 700 МПа и спекания при температуре 1100 °С, 2 часа прессовок разного состава.

Приведенные в табл. 1 данные свидетельствуют о том, что добавление к не отожженному (НО) порошку более пластичного отожженного порошка (ОТ) закономерно увеличивает плотность получаемых прессовок. Корректно оценить изменение их пористости не представлялось возможным из-за наличия в не отожженных ПО ШХ 15 значительного количества (13-16 мас. %) примесей, газифицирующихся при нагреве.

Плотность прессовок после спекания возрастает тем больше, чем меньше плотность сырых прессовок. Описанный эксперимент повторяли с тем отличием, что спекание прессовок проводили не в графитовой крупке, а в отожженном глиноземе (Al_2O_3), что дало практически идентичные результаты. Полученные данные свидетельствуют о возможности регулирования пористости слоя ПО ШХ15 в двухслойном образце в пределах 9 об. %.

Таблица 1.

Диаметр и плотность сырых и спеченных в графитовой крупке прессовок, полученных из не отожженных (НО) и отожженных (ОТ) ПО ШХ15

Состав прессовок (мас. %)					
НО-100	НО-80, ОТ-100	НО-60, ОТ-40	НО-40, ОТ-60	НО-20, ОТ-80	ОТ-100
Диаметр образцов после прессования, мм					
10,17	10,17	10,17	10,12	10,11	10,08
Плотность образцов после прессования, г/см ³					
4,22	4,37	4,66	5,03	5,36	5,46
Диаметр образцов после отжига, мм					
9,40	9,63	9,74	9,99	9,86	9,96
Плотность спеченных образцов, г/см ³					
4,84	4,97	5,17	5,31	5,56	5,56
Пористость спеченных образцов, %					
38,2	36,5	33,9	32,2	29,1	29,1

Для проведения пропитки напеченного слоя ПО ШХ-15 использовали следующие материалы:

- порошок латуни марки Л80 дисперсностью +100 – -160 мкм длительного хранения, имевший пластичность достаточную для его уплотнения прессованием;

- порошок бронзы марки Бр0Ф10-1 дисперсностью менее 125 мкм длительного хранения; порошок был получен распылением водой, имел сферическую форму частиц и не уплотнялся прессованием при давлении 700 МПа, вероятно, из-за высокой твердости, приобретенной в результате закалки и старения;

- сферический порошок наплавочного сплава ПГ-10-Н дисперсностью -100 мкм, содержащий (мас. %): В – 1,2-1,8, Si – 2,3-2,8, С – до 0,2, Fe – до 2,0, Ni – остальное, который был подвергнут планетарному помолу в течение 3 мин; порошок не уплотнялся прессованием при давлении 700 МПа:

- порошок силицида марганца ($MnSi_{1,77}$) марки "Ч", ТУ 6-09-03-417-76, дисперсностью менее 0,04 мм.

Для пропитки изготавливали двухслойные образцы состава 1 прессованием при давлении 700 МПа и спеканием на воздухе в графитовой крупке при температуре 1100°С 2 часа. Пропитку проводили с использованием следующей методики.

Верхний слой образца (ПО ШХ15) обрабатывали до блеска абразивной бумагой. Из пропитываемого материала прессовали таблетку, которую укладывали на обработанный торец двухслойного образца. Надежную фиксацию таблетки на образце осуществляли посредством оборачивания его образующей поверхности чертежной калькой. На дно стального

промежуточного тигля укладавали порошок прокаленого глинозема, в который домешивали крупку парафина и порошок TiH_2 . В эту смесь вертикально погружали образец-сборку (таблеткой вверх), который полностью засыпали прокаленным глиноземом. Тигель закрывали крышкой и далее упаковывали в стальной контейнер так, как это было описано [4. 5]. Пропитку проводили при температуре $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 0,5 час. Пропитываемый образец взвешивали до и после пропитки. В табл. 2 представлены состав, давление прессования и плотность пропитывающих материалов, и степень их усвоения спеченным слоем ПО ШХ15.

В процессе нагрева прессовок из порошка латуни может быть необходима их "самозащита" от окисления посредством их частичной газификации. Поэтому опробовали прессование при 400 МПа в неразъемной пресс-форме смеси состава (мас. %): латунь – 99,4, цинк стеар. – 0,6. Полученные таблетки имели плотность $6,99\text{ г/см}^3$ и достаточную технологическую прочность.

С целью придания уплотняемости порошку бронзы его отжигали при температуре $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2 часов. Было установлено, что через 2 час после отжига порошок прессуется до плотности $7,27\text{ г/см}^3$. Однако, через ~ 50 час отожженный порошок бронзы потерял способность к уплотнению, по-видимому, из-за вторичного твердения существенно снижающего его пластичность. Таким образом, изготовление прессованных таблеток из бронзы было возможным только сразу после ее отжига, что является не всегда удобным. Поэтому была проверена возможность изготовления прессовок-таблеток из смеси непластичного порошка бронзы и предварительно полученной пластичной смеси отдельных металлических порошков, плавящейся с образованием бронзы. Аналогичным образом, для придания уплотняемости порошку ПГ-10-Н его смешивали в массовом соотношении 50/50 с имеющей приемлемую уплотняемость предварительно приготовленной порошковой смесью состава (мас. %): Si – 7,6, $V_{\text{аморф}}$ – 1,8, Fe – 3,0, $Ni_{\text{карб}}$ – основа. Плотность этой бинарной смеси после прессования при давлении 700 МПа составила $5,38\text{ г/см}^3$.

Таблица 2.

Состав, давление прессования и плотность пропитывающего материала, вес таблетки пропитывающего материала и степень его усвоения

Номер и состав (мас. %) пропитывающего материала						
1	2	3	4	5	6	7
Латунь Л80-100	Латунь-50, бронза-50	Бронза-50, смесь-аналог -50	Бронза Br0Ф10-1-100	Латунь-95, $MnSi_{1,77-5}$	Латунь-90, $MnSi_{1,77-10}$	Латунь-50, ПГ-10-Н-50
Давление прессования, МПа						
400	700	400	700	700	700	700
Плотность, г/см^3						
6,97	7,81	7,07	7,27	7,26	6,88	4,36
Вес пропитывающей таблетки и количество усвоенного пропитывающего материала, г						
1/0,84 2/1,74	2/1,82 2/1,86	1/1,78 1/1,70	3/2,95	2/1,44 (0,36)	2/0,48 (1,59)	- -

Полученные данные свидетельствуют о достаточно высокой степени усвоения пропитываемым слоем пропитывающих материалов 1, 2, 3, 4. Смешивание порошка латуни с порошками более тугоплавких материалов приводит к возникновению следующего эффекта.

При пропитке составом 5 таблетка не растворилась полностью. Она частично сохранилась и свободно отделялась от пропитываемого образца (ее масса приведена в скобках). Остаток таблетки имел массу, составляющую ~ 18 мас. % от исходной при содержании $MnSi_{1,77} - 5$ мас. %. Это означает, что количество расплава, перешедшего в пропитываемый слой, было пониженным. Двукратное повышение содержания $MnSi_{1,77}$ в пропитываемом составе 6 сделало наблюдаемый эффект еще более выраженным: количество материала таблетки, перешедшего в пропитываемый слой стало существенно ниже, а остаточная масса таблетки (значение приведено в скобках) соответственно возросла. Механизм этого процесса, по-видимому, может быть описан следующим образом.

При нагреве имеет место взаимодействие расплавленной латуни с образованием неплавящегося при температуре $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ низшего сложного силицида марганца, легированного медью и цинком, объем и масса которого существенно больше, чем исходного $MnSi_{1,77}$.

Образовавшийся при взаимодействии расплав латуни (также легированный марганцем и кремнием) мигрирует в пористый слой ПО ШХ15. Таким образом, имеет место процесс диффузионного взаимодействия, приводящий к изменению состояния пропитывающей системы, в частности, к уменьшению содержания в ней расплава, переходящего в пропитываемый им пористый слой, и нерастворимого остатка. Сходный результат был получен и при использовании для пропитки состава 7, но в этом случае таблетка-остаток приваривалась к пропитываемому пористому слою. Таким образом, пропитка латунию, бронзой и их смесями протекала без каких-либо осложнений.

Далее было необходимым оценить, как при неизменной толщине пропитываемого слоя масса пропитывающего материала влияет на конечный результат пропитки. С этой целью массу пропитывающего материала (латуни) постепенно повышали четырехкратно (табл. 3).

Вид двухслойных образцов после пропитки возрастающим количеством материала (латуни), представлен на рис. 2.

Таблица 3.

Результаты пропитки слоев ШХ 15 при температуре 1200 °С, 0,5 час латунию, в зависимости от ее количества

Вес таблетки, г			
~ 1	~ 2	~ 3	~ 4
1,0162	1,9486	3,105	3,8472
Вес усвоенного пропитывающего материала, г			
0,9835	1,9094	3,0626	3,6338
Высота пропитанного образца, мм			
16,2	17,5	19,5	20,2
Высота (мм) остатка затвердевшей капли пропитывающего материал на пропитанном слое, мм			
0	~ 1,3	~ 3,3	~ 4,0



Рис. 2. Внешний вид (а) и вид вертикальных разрезов (б) образцов, пропитанных возрастающим количеством латуни (1 – 4 г)

Анализ шлифов показал, что имеет место изменение цвета пропитанного слоя по мере увеличения массы навески: от цвета полированной стали до цвета полированной латуни. Это вполне естественно поскольку в первом образце объем латуни ~ 38 об. %, т.е. большую часть составляет сталь, и далее объемная доля стали снижается, а латуни растет. По мере увеличения выше 1 г массы пропитывающего материала в пропитанном слое появляются макродефекты: раковины, трещины на границе основы и пропитываемого слоя, т.е. избыточное количество пропитывающего расплава оказывает расклинивающее (растягивающее) воздействие на пропитываемый каркас.

Было необходимо установить, мигрирует ли пропитывающий материал в сравнительно плотную железную основу. С этой целью проводили определение миграции меди в образцах 2 и 4 (табл. 3) методом микрорентгеноспектрального анализа на приборе Superprobe Jeol 737. Полученные картины распределения меди представлены на рис. 3.

Представленные на рис. 3 данные свидетельствуют о том, что пропитываемый пористый слой не удерживает полностью пропитывающий расплав. Часть латуни уходит в сравнительно плотную железную основу и достигает нижней плоскости образцов (рис. 3 г, д, е, ж). Таким

образом, имеют место потери латуни на необязательную пропитку железной основы. Безусловно, эти потери должны несколько снижаться по мере повышения плотности железной основы, однако, использование порошка ПЖР 3.200.28, имеющего в состоянии поставки недостаточную уплотняемость, не позволяет решить задачу таким образом. С другой стороны, многообразие полезных свойств материалов железо-медь, изготавливаемых пропиткой [2], свидетельствует о том, что в некоторых случаях сквозная пропитка обоих слоев может быть и полезной.

Проведенные эксперименты свидетельствуют о том, что перспективными и сравнительно дешевыми могут оказаться бронзы с повышенным содержанием кремния и марганца. Их недостаточная пластичность, или даже хрупкость, могут не быть существенно-негативными свойствами в рамках композиционного покрытия, содержащего стальную матрицу.

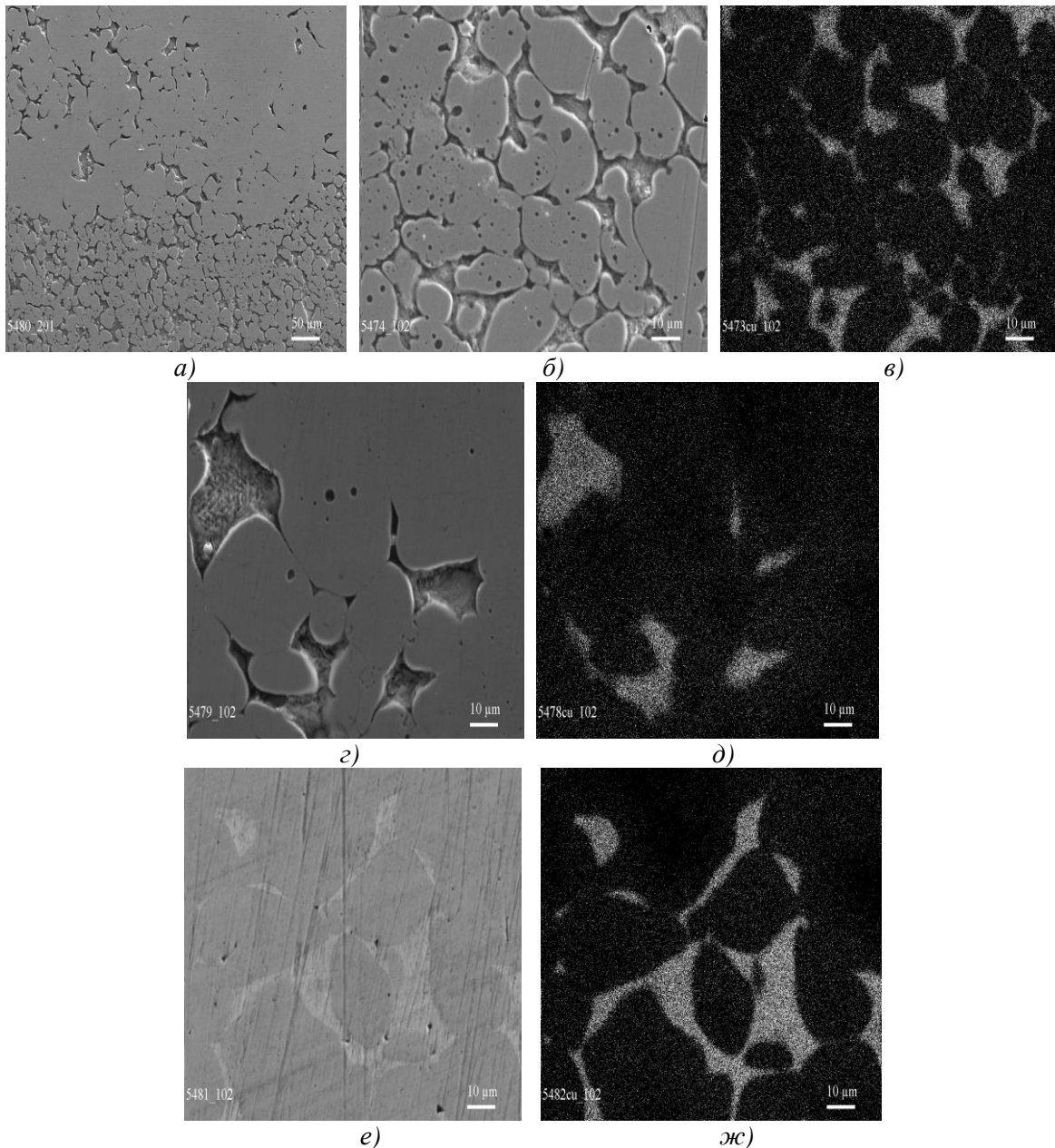


Рис. 3. Распределение меди между пропитываемым пористым слоем и более плотной железной основой (*а* – граница раздела Fe – ПО ШХ15; *б*, *в* – слой ШХ15 пропитанный Cu (навеска 2 гр.); *в* – Xr – Cu; *г*, *д* – основа Fe - пропитка Cu 2 г. (низ образца); *д* – Xr – Cu; *е*, *ж* – основа Fe - пропитка Cu 4 г. (низ образца), *ж* – Xr – Cu)

Анализ известных данных [7-10] позволяет достаточно надежно выбирать пропитывающие материалы, в том числе среди кремнисто-марганцовистых сплавов меди. При этом не исключена

возможность изготовления пропитывающих материалов из стружки – порошковых отходов меди и ее сплавов.

Приведенные на рис. 2 изображения свидетельствуют о появлении макродефектов в слоях, пропитанных большим количеством латуни. Это, по-видимому, свидетельствует о том, что полученные данные позволяют констатировать, что отходы ПО ШХ15, действительно, являются порошковыми материалами с необычными свойствами полезными для получения пропитываемого каркаса, получаемого в рамках одностадийного прессования слоев порошковых смесей, имеющих разную уплотняемость. Варьирование пористости возможно, как показано в настоящей работе, сочетанием отожженных и не отожженных порошков одинаковой дисперсности. Однако, возможно использование для этой цели и традиционного приема – выделения рассевом более приемлемых (более крупных или более мелких) фракций ПО ШХ 15 и использование их смесей. Наконец, ПО ШХ15 могут использоваться как базовый неплавящийся каркасообразующий материал, в который можно ввести порошковые отходы других сталей, образующиеся, в частности, при шлифовании инструментальных сталей; эти добавки могут использоваться для регулирования, как состава, так и пористости пропитываемого каркаса.

Выводы.

1. Впервые показано, что совместное прессование горизонтально расположенных смесей на основе порошка железа и ПО ШХ15 позволяет изготавливать двухслойные сырые и спеченные прессовки, состоящие из основания - малопористого слоя на основе железа и высокопористого – из ШХ15, подвергаемого далее пропитке.

2. Установлена возможность варьирования пористости слоя ПО ШХ15, используя смеси не отожженного и отожженного ПО ШХ15, имеющих различную пластичность.

3. Исследована пропитка при температуре 1200 °С в течение 0,5 час пористой части спеченных двухслойных образцов пропитывающими материалами на основе меди, полученными прессованием из порошков.

4. Показано, что принципиально возможно изготовление двухслойных композитов без использования проточных защитных газовых сред, реализацией спекания на воздухе в не полностью герметичных контейнерах.

Литература

1. Падалко О.В., Левинский Ю.В. Получение порошков из отходов машиностроительных и металлургических производств //Итоги науки и техники. Порошковая металлургия. Т. 3. – Москва: ВИНТИ, 1989. – С. 3-66.
2. Гучинский Л.И. Композиционные материала, получаемые методом пропитки. М.: Металлургия, 1986. – 208 с.
3. Баглюк Г.А., Куровский В.Я. Износостойкий композит на основе шламовых отходов подшипникового производства// Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2004. – № 2.
4. Сосновський Л.А., Власова О.В., Головкова М.Є. Дослідження процесів утилізації порошкових відходів сталі ШХ15// Металознавство та обробка металів. – 2014. – № 4. – С. 47-53.
5. Сосновський Л.А., Власова О.В., Головкова М.Є. Дослідження процесів утилізації порошкових відходів сталі ШХ-15. Отримання чавуну// Металознавство та обробка металів. – 2015.– № 1.– С. 55-59.
6. Кидзу Фумио. Композитные материал, полученный при удалении графита из чугуна и последующей обработкой его путем пропитки //Нихои кинадзоку гаккай койхо. – 1975. – 14, № 1 – С. 28.
7. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах.– К.: Наукова думка, 1972.– 196 с.
8. Найдич Ю.В., Перевербайло В.М., Лаврененко И.А., Колесниченко Г.Д., Журавлев В.С. Поверхностные свойства расплавов и твердых тел и их использование в материаловедение. – К.: Наукова думка,1991. – 280 с.
9. Петрунин И.Е., Маркова И.Д., Нкатова А.С. Металловедение пайки . – М.: Металлургия, 1976. – 264 с.
10. Гржимальский Л.Л., Губин А.И., Екатова А.С. и др. Справочник по пайке. Под.ред. Лецманова С.И., М.: Машиностроение, 1975. – 407 с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 624.04

М.Г. Сур'янінов, О.М. Чучмай, О.С. Шил'яєв

Одеська державна академія будівництва та архітектури

ЧИСЕЛЬНА РЕАЛІЗАЦІЯ РОЗВ'ЯЗКУ ЗАВДАННЯ ПРО ВИГІН І КРУТІННЯ СИСТЕМ З ПЕРЕХРЕСНИМИ ЗВ'ЯЗКАМИ

Побудовані аналітичні вираження вектора зовнішніх навантажень для шести випадків корінь характеристичного рівняння, відповідного до диференціального рівняння вигину та крутіння залізобетонної системи з перехресними зв'язками, який буде змінюватися залежно від характеру граничних умов у поздовжньому напрямку системи.

Розглянутий конкретний чисельний приклад. Розрахунки виконані в пакеті Scilab за програмою, що реалізує авторський метод, і методом скінченних елементів у пакеті SCAD. Отримані результати показують гарну збіжність двох методів, і свідчать про незначний вплив крутіння на напружений стан залізобетонної системи з перехресними зв'язками.

Ключові слова: система з перехресними зв'язками, метод граничних елементів, вектор навантаження, імпульсні функції, чисельна реалізація.

Н.Г. Сурьянинов, А.М. Чучмай, А.С. Шил'яев

ЧИСЛЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ ОБ ИЗГИБЕ И КРУЧЕНИИ СИСТЕМ С ПЕРЕКРЕСТНЫМИ СВЯЗЯМИ

Построены аналитические выражения вектора внешних нагрузок для шести случаев корней характеристического уравнения, соответствующего дифференциальному уравнению изгиба и кручения железобетонной системы с перекрестными связями, который будет меняться в зависимости от характера граничных условий в продольном направлении системы.

Рассмотрен конкретный числовой пример. Расчеты выполнены в пакете Scilab по программе, реализующей авторский метод, и методом конечных элементов в пакете SCAD. Полученные результаты показывают хорошую сходимость двух методов, и свидетельствуют о незначительном влиянии кручения на напряженное состояние железобетонной системы с перекрестными связями.

Ключевые слова: система с перекрестными связями, метод граничных элементов, вектор нагрузки, импульсные функции, численная реализация.

N.G. Surianinov, A.M. Chuchmay, A.S. Shilyev

NUMERICAL IMPLEMENTATION OF THE SOLUTION FOR BENDING AND TORCHING SYSTEMS WITH CROSS-RELATED COMMUNICATIONS

Analytical expressions for the vector of external loads for six cases of roots of the characteristic equation corresponding to the differential equation of bending and torsion of a reinforced concrete system with cross links are constructed, which will vary depending on the nature of the boundary conditions in the longitudinal direction of the system.

A concrete numerical example is considered. The calculations are performed in the Scilab package according to the program that implements the author's method, and the finite element method in the SCAD package. The results show good convergence of the two methods, and indicate a slight effect of torsion on the stress state of a reinforced concrete system with cross links.

Keywords: system with cross links, boundary elements method, load vector, impulse functions, numerical implementation.

Постановка проблеми. У попередньому номері журналу "Наукові нотатки" нами було розглянуто завдання про вигин та крутіння залізобетонних систем з перехресними зв'язками. Методом Канторовича-Власова вихідне диференціальне рівняння із двома змінними зведено до диференціального рівняння з однією змінною, характеристичне рівняння якого може мати шість варіантів коренів. Отримано повну систему розв'язків, що містить 96 аналітичних виражень фундаментальних ортонормованих функцій, і побудовано функцію Гріна.

Тепер необхідно побудувати вектор зовнішніх навантажень для кожного із шести випадків коренів характеристичного рівняння, який буде змінюватися залежно від характеру граничних умов у поздовжньому напрямку системи. Якщо виходити з основних можливих варіантів закріплення, то для кожної групи коренів характеристичного рівняння можна записати шість варіантів вектора навантаження.

Результати досліджень. Обмежимося розглядом тільки двох з них — коли поздовжні (уздовж осі Oy) крайки системи жорстко затиснені та коли вони мають шарнірне обпирання. Таким чином, нижче буде представлено 12 варіантів вектора зовнішніх навантажень.

Будемо виходити з найбільш загального варіанту зовнішнього впливу на пластину відповідно до рис. 1 (ребра жорсткості на рисунку не показані).

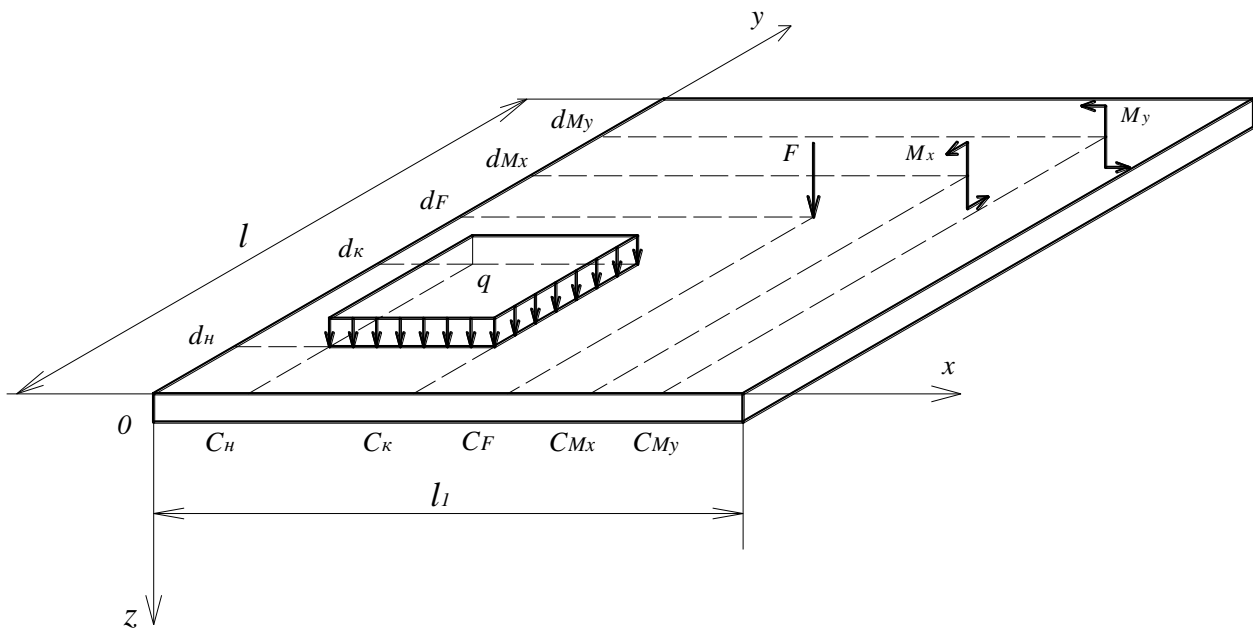


Рис. 1. - Навантаження на систему

З використанням функцій Дірака і Хевісайда [1] розглянуте навантаження можна представити у вигляді

$$q(x, y) = q[H(x - c_H)H(y - d_H) - H(x - c_K)H(y - d_K)] + F\delta(x - c_F)\delta(y - d_F) + M_x\delta'(x - c_M)\delta(y - d_M) + M_y\delta(x - c_M)\delta'(y - d_M). \quad (1)$$

Використовуючи це вираження, перейдемо до розгляду навантаження, що залежить тільки від координати y :

$$\bar{q}(y) = \int_0^{l_1} \bar{q}(x, y) X(x) dx / \bar{A}; \quad (2)$$

Аналітичне вираження функції $X(x)$ при жорсткому защемленні [2, 3]:

$$X(x) = \sin(\omega x / l_1) - \text{sh}(\omega x / l_1) - \alpha_* [\cos(\omega x / l_1) - \text{ch}(\omega x / l_1)]; \quad (3)$$

$$\alpha_* = \frac{\sin \omega - \text{sh} \omega}{\cos \omega - \text{ch} \omega}, \quad \omega = 4,73004075.$$

Підставимо (3) в (2):

$$\bar{q}(y) = \frac{1}{\bar{A}} \int_0^{l_1} \bar{q}(x, y) \{ \sin(\omega x / l_1) - \text{sh}(\omega x / l_1) - \alpha_* [\cos(\omega x / l_1) - \text{ch}(\omega x / l_1)] \} dx,$$

і завдання полягає в перетворенні підінтегрального вираження з урахуванням (1) і (3).

У результаті одержимо

$$\begin{aligned} \bar{q}(y) = & \frac{\bar{q}l_1}{\bar{A}\omega} \{ H(y - d_H) [(-\cos \omega + \cos \frac{\omega c_H}{l_1} - \text{ch} \omega + \text{ch} \frac{\omega c_H}{l_1}) - \alpha_* (\sin \omega - \sin \frac{\omega c_H}{l_1} - \text{sh} \omega + \text{sh} \frac{\omega c_H}{l_1})] - \\ & - H(y - d_K) [-\cos \omega + \cos \frac{\omega c_K}{l_1} - \text{ch} \omega + \text{ch} \frac{\omega c_K}{l_1} - \alpha_* (\sin \omega - \sin \frac{\omega c_K}{l_1} - \text{sh} \omega + \text{sh} \frac{\omega c_K}{l_1})] \} + \\ & + F\delta(y - d_F) [\sin \frac{\omega c_F}{l_1} - \text{sh} \frac{\omega c_F}{l_1} - \alpha_* (\cos \frac{\omega c_F}{l_1} - \text{ch} \frac{\omega c_F}{l_1})] - M_x \frac{\omega}{l_1} \delta(y - d_{M_x}) [\cos \frac{\omega c_{M_x}}{l_1} - \\ & - \text{h} \frac{\omega c_{M_x}}{l_1} + \alpha_* (\sin \frac{\omega c_{M_x}}{l_1} + \text{sh} \frac{\omega c_{M_x}}{l_1})] + M_y \delta'(y - d_{M_y}) [\sin \frac{\omega c_{M_y}}{l_1} - \text{sh} \frac{\omega c_{M_y}}{l_1} - \alpha_* (\cos \frac{\omega c_{M_y}}{l_1} - \text{ch} \frac{\omega c_{M_y}}{l_1})]. \end{aligned}$$

Введемо позначення:

$$\begin{aligned}
 K_1 &= -\cos \omega + \cos \frac{\omega C_H}{l_1} - ch\omega + ch \frac{\omega C_H}{l_1} - \alpha \cdot (\sin \omega - \sin \frac{\omega C_H}{l_1} - sh\omega + sh \frac{\omega C_H}{l_1}); \\
 K_2 &= -\cos \omega + \cos \frac{\omega C_K}{l_1} - ch\omega + ch \frac{\omega C_K}{l_1} - \alpha \cdot (\sin \omega - \sin \frac{\omega C_K}{l_1} - sh\omega + sh \frac{\omega C_K}{l_1}); \\
 K_3 &= \sin \frac{\omega C_F}{l_1} - sh \frac{\omega C_F}{l_1} - \alpha \cdot (\cos \frac{\omega C_F}{l_1} - ch \frac{\omega C_F}{l_1}); \\
 K_4 &= \cos \frac{\omega C_{M_x}}{l_1} - ch \frac{\omega C_{M_x}}{l_1} + \alpha \cdot (\sin \frac{\omega C_{M_x}}{l_1} + sh \frac{\omega C_{M_x}}{l_1}); \\
 K_5 &= \sin \frac{\omega C_{M_y}}{l_1} - sh \frac{\omega C_{M_y}}{l_1} - \alpha \cdot (\cos \frac{\omega C_{M_y}}{l_1} - ch \frac{\omega C_{M_y}}{l_1}).
 \end{aligned} \tag{4}$$

Тоді $\bar{q}(y)$ ухвалює вид

$$\begin{aligned}
 \bar{q}(y) &= \frac{\bar{q}l_1}{A\omega} [K_1 \cdot H(y - d_H) - K_2 \cdot H(y - d_K)] + K_3 \cdot F\delta(y - d_F) - \\
 &- K_4 \cdot M_x \frac{\omega}{l_1} \delta(y - d_{M_x}) + K_5 \cdot M_y \delta'(y - d_{M_y}).
 \end{aligned} \tag{5}$$

Перейдемо в (5) до змінної ξ й обчислимо компоненти вектора навантажень для кожного з шести випадків коренів характеристичного рівняння. Випадок, коли корені характеристичного рівняння дійсні та уявні:

$$G(y - \xi) = A_{14}(y - \xi) = \frac{1}{s^2} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y - \xi) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y - \xi) \right]; \tag{6}$$

$$G'(y - \xi) = A_{13}(y - \xi) = \frac{1}{s^2} [\hat{O}_3(y - \xi) - \hat{O}_1(y - \xi)]; \tag{7}$$

$$G''(y - \xi) = A_{23}(y - \xi) = \frac{1}{s^2} [\alpha \hat{O}_4(y - \xi) + \beta \hat{O}_2(y - \xi)]; \tag{8}$$

$$G'''(y - \xi) = A_{24}(y - \xi) = \frac{1}{s^2} [\alpha^2 \hat{O}_3(y - \xi) + \beta^2 \hat{O}_1(y - \xi)]. \tag{9}$$

Компоненти вектора навантаження:

$$\begin{aligned}
 B_{11} &= \int_0^y A_{14}(y - \xi) q(\xi) d\xi = \frac{\bar{q}l_1(K_2 - K_1)}{\alpha^2 \beta^2 A\omega} + \frac{\bar{q}l_1 K_1}{s^2 A\omega} \left[\frac{1}{\alpha^2} \hat{O}_3(y - d_H) + \frac{1}{\beta^2} \hat{O}_1(y - d_H) \right] - \\
 &- \frac{\bar{q}l_1 K_2}{s^2 A\omega} \left[\frac{1}{\alpha^2} \hat{O}_3(y - d_K) + \frac{1}{\beta^2} \hat{O}_1(y - d_K) \right] + \frac{FK_3}{s^2} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y - d_F) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y - d_F) \right] - \\
 &- \frac{M_x K_4}{s^2} \cdot \frac{\omega}{l_1} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y - d_{M_x}) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y - d_{M_x}) \right] + \frac{M_y K_5}{s^2} [\hat{O}_3(y - d_{M_y}) - \hat{O}_1(y - d_{M_y})].
 \end{aligned} \tag{10}$$

$$\begin{aligned}
 B_{21} &= \int_0^y A_{13}(y - \xi) q(\xi) d\xi = \frac{\bar{q}l_1 K_1}{s^2 A\omega} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y - d_H) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y - d_H) \right] - \\
 &- \frac{\bar{q}l_1 K_2}{s^2 A\omega} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y - d_K) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y - d_K) \right] + \frac{FK_3}{s^2} [\hat{O}_3(y - d_F) - \hat{O}_1(y - d_F)] - \\
 &- \frac{M_x K_4}{s^2} \cdot \frac{\omega}{l_1} [\hat{O}_3(y - d_{M_x}) - \hat{O}_1(y - d_{M_x})] + \frac{M_y K_5}{s^2} [\alpha \hat{O}_4(y - d_{M_y}) + \beta \hat{O}_2(y - d_{M_y})].
 \end{aligned} \tag{11}$$

$$\begin{aligned}
B_{31} = & \int_0^y [A_{23}(y-\xi) - \mu r^2 A_{14}(y-\xi)] q(\xi) d\xi = \left\{ \frac{\bar{q}l_1 K_1}{s^2 A \omega} [\hat{O}_3(y-d_H) - \hat{O}_1(y-d_H)] - \right. \\
& - \frac{\bar{q}l_1 K_2}{s^2 A \omega} [\hat{O}_3(y-d_K) - \hat{O}_1(y-d_K)] + \frac{FK_3}{s^2} [\alpha \hat{O}_4(y-d_F) + \beta \hat{O}_2(y-d_F)] - \frac{M_x K_4}{s^2} \cdot \frac{\omega}{l_1} [\alpha \hat{O}_4(y-d_{M_x}) + \\
& + \beta \hat{O}_2(y-d_{M_x})] + \frac{M_y K_5}{s^2} [\alpha^2 \hat{O}_3(y-d_{M_y}) + \beta^2 \hat{O}_1(y-d_{M_y})] \left. \right\} - \mu r^2 \left\{ \frac{\bar{q}l_1 (K_2 - K_1)}{\alpha^2 \beta^2 A \omega} + \right. \\
& + \frac{\bar{q}l_1 K_1}{s^2 A \omega} \left[\frac{1}{\alpha^2} \hat{O}_3(y-d_H) + \frac{1}{\beta^2} \hat{O}_1(y-d_H) \right] - \frac{\bar{q}l_1 K_2}{s^2 A \omega} \left[\frac{1}{\alpha^2} \hat{O}_3(y-d_K) + \frac{1}{\beta^2} \hat{O}_1(y-d_K) \right] + \\
& + \frac{FK_3}{s^2} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y-d_F) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y-d_F) \right] - \frac{M_x K_4}{s^2} \cdot \frac{\omega}{l_1} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y-d_{M_x}) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y-d_{M_x}) \right] + \\
& + \frac{M_y K_5}{s^2} [\hat{O}_3(y-d_{M_y}) - \hat{O}_1(y-d_{M_y})] \left. \right\}. \tag{12}
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
B_{41} = & \int_0^y [A_{24}(y-\xi) - (2-\mu)r^2 A_{13}(y-\xi)] q(\xi) d\xi = \left\{ \frac{\bar{q}l_1 K_1}{s^2 A \omega} [\alpha \hat{O}_4(y-d_H) + \beta \hat{O}_2(y-d_H)] - \right. \\
& - \frac{\bar{q}l_1 K_2}{s^2 A \omega} [\alpha \hat{O}_4(y-d_K) + \beta \hat{O}_2(y-d_K)] + \frac{FK_3}{s^2} [\alpha^2 \hat{O}_3(y-d_F) + \beta^2 \hat{O}_1(y-d_F)] - \\
& - \frac{M_x K_4}{s^2} \cdot \frac{\omega}{l_1} [\alpha^2 \hat{O}_3(y-d_{M_x}) + \beta^2 \hat{O}_1(y-d_{M_x})] + \frac{M_y K_5}{s^2} [\alpha^3 \hat{O}_4(y-d_{M_y}) - \beta^3 \hat{O}_2(y-d_{M_y})] \left. \right\} - \\
& - (2-\mu)r^2 \left\{ \frac{\bar{q}l_1 K_1}{s^2 A \omega} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y-d_H) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y-d_H) \right] - \frac{\bar{q}l_1 K_2}{s^2 A \omega} \left[\frac{1}{\alpha} \hat{O}_4(y-d_K) - \frac{1}{\beta} \hat{O}_2(y-d_K) \right] + \right. \\
& + \frac{FK_3}{s^2} [\hat{O}_3(y-d_F) - \hat{O}_1(y-d_F)] - \frac{M_x K_4}{s^2} \cdot \frac{\omega}{l_1} [\hat{O}_3(y-d_{M_x}) - \hat{O}_1(y-d_{M_x})] + \\
& + \frac{M_y K_5}{s^2} [\alpha \hat{O}_4(y-d_{M_y}) + \beta \hat{O}_2(y-d_{M_y})] \left. \right\}. \tag{13}
\end{aligned}$$

Розглянемо варіант шарнірного обпирання поздовжніх крайок.

Функція розподілу прогинів $X(x)$ буде такою:

$$X(x) = \sin \frac{\omega x}{l_1}, \quad \omega = \pi. \tag{14}$$

$$\begin{aligned}
\bar{q}(y) = & - \frac{\bar{q}l_1}{A \omega} [H(y-d_H)(\cos \omega - \cos \frac{\omega C_H}{l_1}) - H(y-d_K)(\cos \omega - \cos \frac{\omega C_K}{l_1})] + \\
& + F \delta(y-d_F) \sin \frac{\omega C_F}{l_1} - M_x \frac{\omega}{l_1} \delta(y-d_{M_x}) \cos \frac{\omega C_{M_x}}{l_1} + M_y \delta'(y-d_{M_y}) \sin \frac{\omega C_{M_y}}{l_1}. \tag{15}
\end{aligned}$$

Використовуємо ті ж позначення, що й при жорсткому защемленні поздовжніх крайок, але тепер

$$\begin{aligned}
K_1 = \cos \omega - \cos \frac{\omega C_H}{l_1} = -1 - \cos \frac{\pi C_H}{l_1}; \quad K_2 = \cos \omega - \cos \frac{\omega C_K}{l_1} = -1 - \cos \frac{\pi C_K}{l_1}; \\
K_3 = \sin \frac{\omega C_F}{l_1} = \sin \frac{\pi C_F}{l_1}; \quad K_4 = \cos \frac{\omega C_{M_x}}{l_1} = \cos \frac{\pi C_{M_x}}{l_1}; \quad K_5 = \sin \frac{\omega C_{M_y}}{l_1} = \sin \frac{\pi C_{M_y}}{l_1}. \tag{16}
\end{aligned}$$

Аналогічні вираження отримані для інших п'яти випадків коренів характеристичного рівняння.

Розглянемо систему з перехресними зв'язками (рис. 2), жорстко затиснену по всьому контуру, при двох варіантах зовнішнього навантаження — рівномірно розподіленому по всій поверхні з інтенсивністю $q = 10 \text{ kH}/\text{m}^2$ (варіант 1) і прикладеному у вигляді штамп (рис. 3) тієї ж інтенсивності (варіант 2).

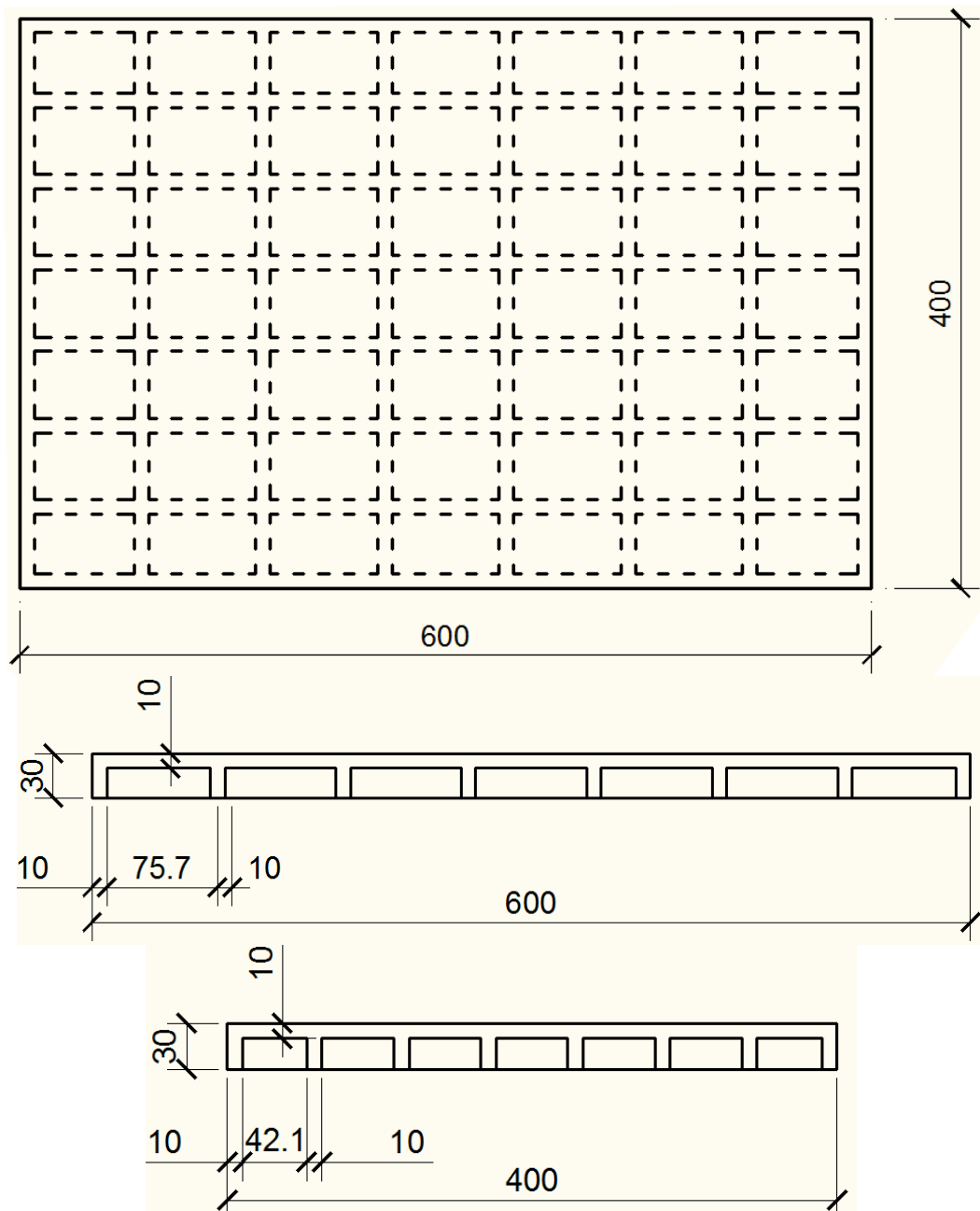


Рис. 2. - Система з перехресними зв'язками

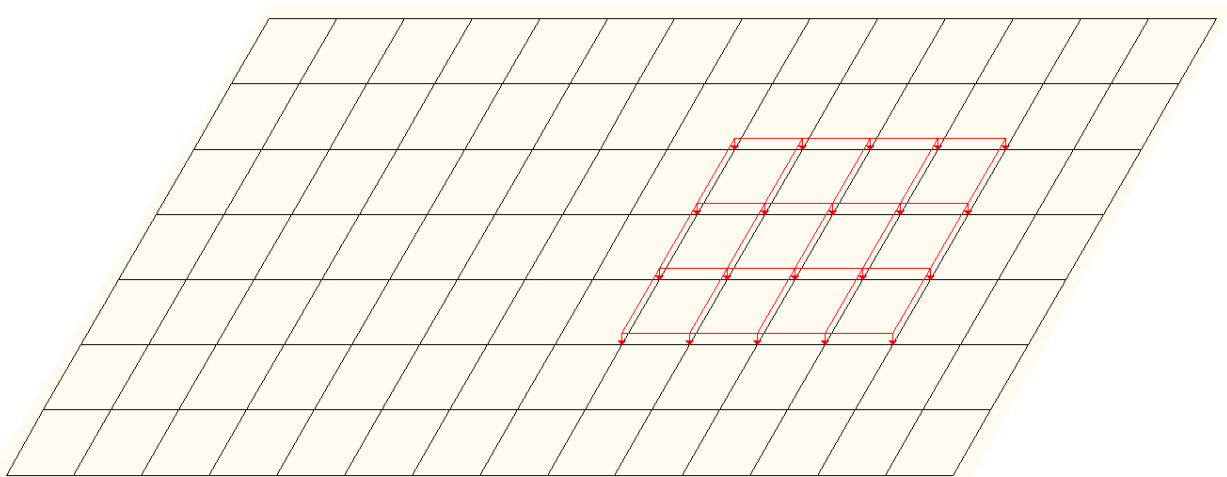


Рис. 3.- Модель в SCAD з навантаженням у вигляді штампу

Чисельна реалізація розроблених алгоритмів виконана в пакеті Scilab [4]. З метою верифікації отриманих результатів були виконані моделювання та розрахунки розглянутої системи з перехресними зв'язками в обчислювальному комплексі SCAD [5].

Результати розрахунків, отримані авторським методом і методом скінченних елементів (МСЕ), наведені в табл. 1.

Таблиця 1

Порівняння результатів, отриманих двома методами

Максимальний момент, кнм	Варіант 1			Варіант 2		
	Авторський метод	МСЕ	Погрішність, %	Авторський метод	МСЕ	Погрішність, %
Згинальний	5,639	5,744	1,83	1,544	1,568	1,53
Крутний	0,128	0,133	3,76	0,068	0,071	4,22

Висновки. Аналіз табл. 1 свідчить про гарну збіжність результатів, отриманих двома методами. Погрішність обчислень крутного моменту при обох варіантах навантаження більше, ніж для згинального моменту, хоча й перебуває в припустимих межах.

При навантаженні, рівномірно розподіленому по всій плиті, крутний момент становить 0, 23 від згинального моменту, при навантаженні у вигляді штампа це співвідношення приблизно у два рази більше, однак очевидно, що в обох випадках вплив крутіння на напружений стан залізобетонної системи з перехресними зв'язками вкрай малий.

Список використаних джерел:

1. Ершова В.В. Импульсные функции. Функции комплексной переменной. Операционное исчисление / В.В. Ершова // Под ред. В.И. Азаматовой. — Минск: Вышэйшая школа, 1976. — 255 с.
2. Дашенко А.Ф. Численно-аналитический метод граничных элементов / А.Ф. Дашенко, Л.В. Коломиец, В.Ф. Оробей, Н.Г. Сурьянинов. — Одесса: ВМВ, 2010. — В 2-х томах. — Т.1. — 416 с. — Т.2. — 512 с.
3. Оробей В.Ф. Практикум по решению краевых задач механики: Учебное пособие для студентов технических специальностей / В.Ф. Оробей, Н.Г. Сурьянинов. — Одесса: Астропринт, 2011. — 408 с.
4. 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.
5. Карпиловский В.С., Криксунов Э.З., Маляренко А.А., Перельмутер А.В., Перельмутер М.А. Вычислительный комплекс SCAD: — М.: Издательство АСВ, 2004. — 592 с.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2017

УДК 539.3

А.О. Сяський, С.О. Сорокова*Рівненський державний гуманітарний університет***ПЕРЕДАЧА ЗОСЕРЕДЖЕНОЇ СИЛИ ДО КОНТУРУ КРУГОВОГО ОТВОРУ
НЕСКІНЧЕНОЇ ПЛАСТИНКИ ЧЕРЕЗ РОЗІМКНЕНЕ ПРУЖНЕ РЕБРО**

В уточненій постановці сформульована мішана контактна задача про передачу зосередженої сили до контуру кругового отвору в нескінченній ізотропній пластинці через розіmkнене пружне ребро, яке моделюється криволінійним стрижнем (брусом). Контактні зусилля між пластинкою і ребром та внутрішні силові і моментні фактори в ребрі із системи інтегрально-диференціальних рівнянь задачі визначаються методом механічних квадратур і колокації. Досліджено вплив на ці величини фізико-геометричних параметрів ребра.

Ключові слова: розіmkнене пружне ребро, контактні зусилля, сингулярні інтегральні рівняння, поздовжні волокна стрижня.

А.О. Сяський, С.О. Сорокова**ПЕРЕДАЧА СОСРЕДОТОЧЕННОЙ СИЛЫ К КОНТУРУ КРУГОВОГО
ОТВЕРСТИЯ БЕСКОНЕЧНОЙ ПЛАСТИНКИ ЧЕРЕЗ РАЗОМКНУТОЕ УПРУГОЕ
РЕБРО**

В уточненной постановке сформулирована смешанная контактная задача о передаче сосредоточенной силы к контуру кругового отверстия в бесконечной изотропной пластинке через разомкнутое упругое ребро, которое моделируется криволинейным стержнем (брусом). Контактные усилия между пластинкой и ребром, а также внутренние силовые и моментные факторы в ребре из системы интегрально-дифференциальных уравнений задачи определяются методом механических квадратур и коллокации. Исследовано влияние на эти величины физико-геометрических параметров ребра.

Ключевые слова: разомкнутое упругое ребро, контактные усилия, сингулярные интегральные уравнения, продольные волокна стержня.

A.O. Siaskyi, S.O. Sorokova**TRANSFER THE CONCENTRATED FORCE TO THE ENDLESS CIRCULAR
PATH THROUGH THE PLATE DISCONNECTED ELASTIC RIBS**

The contact mixed problem of concentrated power transmission path to the circular hole in an infinite isotropic plate through disconnected elastic rib, which is modeled by curved rod (bar), is formulated in the clarified statement. Contact force between the plate and the rib and internal power and torque factors in the rib from the problem's system of integral-differential equations are determined by mechanical quadrature and collocation. The impact on these values of physical and geometrical parameters ribs was studied.

Keywords: disconnected elastic rib, contact force, singular integral equations, longitudinal fibers of rod.

Постановка проблеми. Для передачі обертального моменту від валів до зубчастих коліс, маховиків, шківів у сучасному машинобудуванні широко використовуються шліцьові з'єднання. Загальновідоме їх використання в трансмісіях автомобілів, тракторів та інших машин.

Проблема розрахунку шліцьових з'єднань тісно пов'язана із задачами про передачу зосереджених сил до масивних циліндричних тіл (пластинок з круговими отворами та круглих дисків) через розіmkнені пружні ребра.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Моделюючи ребро пружною лінією сталої або змінної жорсткості на розтяг (стиск), яка співпадає з контуром отвору, в роботах [1-3] розв'язано низку задач про передачу зосередженої сили (пари сил) до контуру кругового отвору нескінченної ізотропної пластинки через розіmkнене ребро (систему ребер). Методом механічних квадратур і колокації досліджується вплив на напружений стан пластинки виду навантаження і фізико-геометричних параметрів ребра (ребер).

Взаємодія нескінченної ізотропної пластинки з круговим отвором, частково підсиленням по контуру системою однакових ребер, і круглого пружного диска з аналогічною системою ребер розглянута в [4,5]. Тут підсилювальні ребра моделюються пружними стрижнями (брусами) у вигляді частини кільця, лінії сполучення яких з контуром пластинки чи диска не співпадають з їх осями. Нехтуючи впливом поперечних сил в стрижнях досліджується напружений стан пластинки і підсилень. Для контурів, відмінних від колового, такі задачі не розглядалися.

Постановка завдання. Розглянемо нескінченну ізотропну пластинку товщиною $2h$, послаблену круговим отвором радіусом $\rho_1 = 1$. Серединну площину пластинки віднесемо до

декартової (x, y) та полярної (ρ, λ) систем відліку з початком в центрі отвору. Позначимо через Γ лінію перетину поверхні отвору з площиною Oxy .

Нехай на симетричній ділянці $[-\alpha_0, \alpha_0]$ контур отвору підсилений пружним ребром сталого поперечного перерізу $2h_0 * 2\eta$, де $2h_0, 2\eta$ – відповідно висота і ширина ребра. В центрі торця підсилення, що визначається полярним кутом $\lambda = -\alpha_0$, прикладена зосереджена нормальна сила N_0 (фактично це рівномірно розподілене по поверхні торця навантаження з головним вектором N_0). Інше навантаження на пластинку і ребро відсутнє (рис.1).

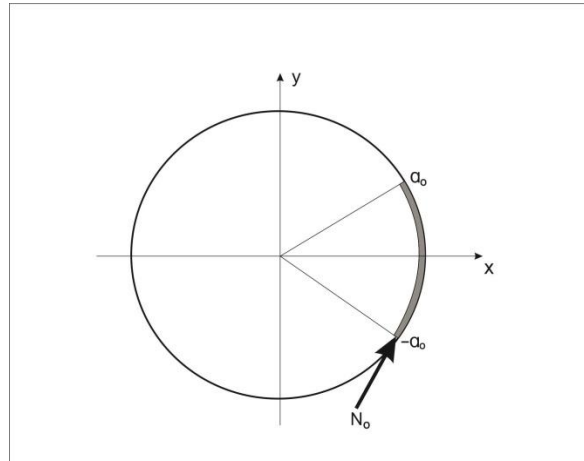


Рис.1. - Схема навантаження пластинки

Розв'язання задачі передбачає побудову її математичної моделі та визначення напруженого стану на контурі Γ в пластинці і в підсилювальному ребрі.

Викладення основного матеріалу. Пластинка і підсилювальне ребро перебувають в умовах узагальненого плоского напруженого стану, тому обмежимося розглядом точок, розміщених в їх спільній серединній площині.

Умовно відділивши підсилення від пластинки, замінюючи його дію невідомими контактними нормальними T_ρ і дотичними $S_{\rho\lambda}$ зусиллями, приходимо до першої основної задачі теорії пружності для нескінченної пластинки з круговим отвором. Аналогічну задачу одержимо для пружного ребра.

Пластинка перебуває у рівновазі під дією контактних зусиль на ділянці $[-\alpha_0, \alpha_0]$. При такому навантаженні компоненти тензора деформації в точках контуру Γ визначаються за формулами [3]

$$\begin{aligned} \varepsilon_\lambda &= \frac{1}{2Eh} \left[(1-\nu)T_\rho - \frac{1}{\pi} \int_{-\alpha_0}^{\alpha_0} T_\rho(t) dt + \frac{1}{\pi} \int_{-\alpha_0}^{\alpha_0} S_{\rho\lambda}(t) \operatorname{ctg} \frac{\lambda-t}{2} dt + \frac{3-\nu}{2\pi} (X_0 \cos \lambda + Y_0 \sin \lambda) \right]; \\ V &= \frac{1}{2Eh} \left[(1-\nu)S_{\rho\lambda} - \frac{1}{\pi} \int_{-\alpha_0}^{\alpha_0} S_{\rho\lambda}(t) dt - \frac{1}{\pi} \int_{-\alpha_0}^{\alpha_0} T_\rho(t) \operatorname{ctg} \frac{\lambda-t}{2} dt + \frac{3-\nu}{2\pi} (Y_0 \cos \lambda - X_0 \sin \lambda) + C_0 \right], \\ \lambda &\in [-\alpha_0, \alpha_0]. \end{aligned} \quad (1)$$

Тут $X_0 = -N_0 \sin \alpha_0, Y_0 = N_0 \cos \alpha_0$ – компоненти головного вектора зовнішнього навантаження, що передається від стрижня до контуру Γ пластинки; E, ν – модуль Юнга і коефіцієнт Пуассона матеріалу пластинки; $C_0 / 2Eh$ – стала, яка визначає обертання пластинки на нескінченності.

Якщо контактні зусилля будуть відомі, то кільцеві зусилля на контурі отвору можна визначити зі співвідношення [3]

$$T_\lambda = \nu T_\rho + 2Eh\varepsilon_\lambda. \quad (2)$$

Підсилювальне ребро моделюємо криволінійним стрижнем (брусом) у вигляді частини кругового кільця сталого прямокутного поперечного перерізу. Вважаємо, що поверхня сполучення кільця з поверхнею отвору не співпадає з його серединною поверхнею.

Основні рівняння одновимірної теорії криволінійних стрижнів, одержані на підставі гіпотези плоских поперечних перерізів з приблизним урахуванням деформацій поперечного зсуву, можна записати у вигляді :

- диференціальні рівняння рівноваги елемента стрижня [6,7]

$$T_\rho = \frac{N}{\rho_1} - \frac{1}{\rho_1} \frac{dQ}{d\lambda}; \quad S_{\rho\lambda} = -\frac{Q}{\rho_1} - \frac{1}{\rho_1} \frac{dN}{d\lambda}; \quad \eta S_{\rho\lambda} = -\frac{1}{\rho_1} \frac{dL_b}{d\lambda} + Q \left(1 - \frac{\eta}{\rho_1} \right), \quad (3)$$

де N, Q, L_b – поздовжня і поперечна сили та згинальний момент, які виникають у поперечних перерізах стрижня і віднесені до його осі;

- співвідношення Кірхгофа для довільного поздовжнього волокна стрижня [6,7]

$$\varepsilon_\lambda^{(c)} = \frac{1}{E_0 F_0} \left[N + \left(1 - \frac{r_0}{\rho} \right) \frac{r L_b}{\omega_0} \right], \quad \theta_b = \frac{1}{E_0 F_0} \left[\int_{\alpha_0}^{\lambda} \left(N + \frac{r L_b}{\omega_0} \right) dt - 2(1 + \nu_0) \mu Q \right] + C_2 \quad (4)$$

в яких ρ – кривина розглядуваного волокна; $\varepsilon_\lambda^{(c)}, \theta_b$ – відносне видовження волокна і кут повороту нормалі до нього; r, r_0 – радіуси кривини осьового і нейтрального для чистого згину поздовжніх волокон стрижня; E_0, ν_0 – модуль Юнга і коефіцієнт Пуассона матеріалу стрижня; $F_0 = 2h * 2\eta$ – площа поперечного перерізу; $\omega_0 = \eta^2 / 3$, μ – стала (для прямокутного перерізу $\mu = 1.2$); $C_2 = \theta_b(\alpha_0)$.

Якщо величини N, Q, L_b стануть відомі, то нормальні напруження $\sigma^{(c)}$ у поздовжніх волокнах визначаються за законом Гука, а найбільші дотичні напруження $\tau^{(c)}$ в осьовому волокні - за формулою Журавського [6]

$$\sigma^{(c)} = \frac{1}{F_0} \left[N + \left(1 - \frac{r_0}{\rho} \right) \frac{r L_b}{\omega_0} \right]; \quad \tau^{(c)} = \frac{3Q}{2F_0}. \quad (5)$$

Граничні умови задачі на ділянці підсилення формулюємо у вигляді рівності деформацій спільних волокон пластинки і стрижня

$$\varepsilon_\lambda = \varepsilon_\lambda^{(c)}; \quad V = \theta_b, \quad \lambda \in [-\alpha_0, \alpha_0], \quad \rho = \rho_1. \quad (6)$$

Підстановка (1), (4) в граничні умови (6) з урахуванням (3) призводить до системи інтегральних і диференціальних рівнянь для визначення контактних зусиль $T_\rho, S_{\rho\lambda}$ між пластинкою і підсиленням, а також величин N, Q, L_b у підсиленні

$$\begin{aligned} (1-\nu)T_\rho - \frac{1}{\pi} \int_{-\alpha_0}^{\alpha_0} T_\rho(t) dt + \frac{1}{\pi} \int_{-\alpha_0}^{\alpha_0} S_{\rho\lambda}(t) ctg \frac{\lambda-t}{2} dt - \frac{2Eh}{E_0 F_0} \left[N + \left(1 - \frac{r_0}{\rho_1} \right) \frac{r L_b}{\omega_0} \right] = \\ = -\frac{3-\nu}{2\pi} (X_0 \cos \lambda + Y_0 \sin \lambda); \\ (1-\nu)S_{\rho\lambda} - \frac{1}{\pi} \int_{-\alpha_0}^{\alpha_0} S_{\rho\lambda}(t) dt - \frac{1}{\pi} \int_{-\alpha_0}^{\alpha_0} T_\rho(t) ctg \frac{\lambda-t}{2} dt - \\ - \frac{2Eh}{E_0 F_0} \left[\int_{\alpha_0}^{\lambda} \left(N + \frac{r L_b}{\omega_0} \right) dt + 2(1 + \nu_0) \mu Q \right] + C_0 - 2EhC_2 = \frac{3-\nu}{2\pi} (Y_0 \cos \lambda - X_0 \sin \lambda); \\ T_\rho = \frac{N}{\rho_1} - \frac{1}{\rho_1} \frac{dQ}{d\lambda}; \quad S_{\rho\lambda} = -\frac{Q}{\rho_1} - \frac{1}{\rho_1} \frac{dN}{d\lambda}; \quad \eta S_{\rho\lambda} = -\frac{1}{\rho_1} \frac{dL_b}{d\lambda} + Q \left(1 - \frac{\eta}{\rho_1} \right), \end{aligned} \quad (7)$$

$$\lambda \in [-\alpha_0, \alpha_0].$$

Систему (7) доповнюємо умовою

$$N(-\alpha_0) = -N_0, \quad (8)$$

яка служить для визначення сталої $2EhC_2 - C_0$.

Співвідношення (7), (8) визначають *математичну модель* розглядуваної задачі.

Наближений розв'язок задачі. Знаходження точного розв'язку системи (7), (8) пов'язане зі значними математичними труднощами. Для її наближеного розв'язання перейдемо в (7), (8) до проміжку інтегрування $[-1; 1]$. Це можна зробити заміною змінних [8]

$$tg \frac{\lambda}{2} = a_0 \xi; \quad tg \frac{t}{2} = a_0 s; \quad a_0 = tg \alpha_0 \quad (9)$$

Тоді

$$d\lambda = \frac{2a_0 d\xi}{1+a_0^2 \xi^2}; \quad dt = \frac{2a_0 ds}{1+a_0^2 s^2}; \quad ctg \frac{\lambda-t}{2} dt = \frac{2ds}{\xi-s} + \frac{2a_0 s ds}{1+a_0^2 s^2}$$

і система (7), (8) після певних перетворень набуває вигляду

$$\begin{aligned} & (1-\nu)T_\rho(\xi) - \frac{2}{\pi} \int_{-1}^1 T_\rho(t) \frac{a_0 ds}{1+a_0^2 s^2} + \frac{2}{\pi} \int_{-1}^1 S_{\rho\lambda}(s) \left[\frac{ds}{\xi-s} + \frac{a_0^2 s ds}{1+a_0^2 s^2} \right] - \\ & - \frac{2Eh}{E_0 F_0} \left[N(\xi) + \left(1 - \frac{r_0}{\rho_1}\right) \frac{rL_b(\xi)}{\omega_0} \right] = -\frac{3-\nu}{2\pi} (X_0 \cos \lambda + Y_0 \sin \lambda); \\ & (1-\nu)S_{\rho\lambda}(\xi) - \frac{2}{\pi} \int_{-1}^1 S_{\rho\lambda}(s) \frac{a_0 ds}{1+a_0^2 s^2} - \frac{2}{\pi} \int_{-1}^1 T_\rho(s) \left[\frac{ds}{\xi-s} + \frac{a_0^2 s ds}{1+a_0^2 s^2} \right] - \\ & - \frac{2Eh}{E_0 F_0} \left\{ \int_{-1}^{\xi} \left[N(s) + \frac{rL_b(s)}{\omega_0} \right] \frac{2a_0 ds}{1+a_0^2 s^2} + 2(1+\nu_0) \mu Q(\xi) \right\} + C_0 - 2EhC_2 = \\ & = \frac{3-\nu}{2\pi} (-Y_0 \cos \lambda + X_0 \sin \lambda); \\ & T_\rho(\xi) = \frac{N(\xi)}{\rho_1} - \frac{1+a_0^2 \xi^2}{2a_0 \rho_1} \frac{dQ(\xi)}{d\xi}; \quad S_{\rho\lambda}(\xi) = -\frac{Q(\xi)}{\rho_1} - \frac{1+a_0^2 \xi^2}{2a_0 \rho_1} \frac{dN(\xi)}{d\xi}; \\ & \eta S_{\rho\lambda}(\xi) = -\frac{1+a_0^2 \xi^2}{2a_0 \rho_1} \frac{dL_b(\xi)}{d\xi} + Q(\xi) \left(1 - \frac{\eta}{\rho_1}\right); \\ & N(-1) = -N_0, \quad \xi \in [-1; 1]; \quad \lambda \in [-\alpha_0; \alpha_0]. \end{aligned} \quad (10)$$

Структуру контактних зусиль на кільцях ділянки підсилення визначає характеристична частина двох перших сингулярних інтегральних рівнянь системи (10). З умови її несуперечності при $\xi \rightarrow \pm 1$ можна встановити, що контактні зусилля на кінцях цієї ділянки мають кореневу особливість, на яку накладається локальна осциляція. В роботах [4,5,8] показано, що осциляція не вносить суттєвого впливу на розподіл контактних зусиль в околі торців підсилення.

З огляду на це контактні зусилля подаємо у вигляді

$$T_\rho(\xi) = \frac{\Phi_1(\xi)}{\sqrt{1-\xi^2}}; \quad S_{\rho\lambda}(\xi) = \frac{\Phi_2(\xi)}{\sqrt{1-\xi^2}}, \quad \xi \in [-1; 1]. \quad (11)$$

Структуру величин $N(\xi)$, $Q(\xi)$, $L_b(\xi)$ визначають граничні умови на торцях підсилювального ребра

$$N(-1) = -N_0; \quad N(1) = Q(-1) = Q(1) = L_b(-1) = L_b(1) = 0,$$

з урахуванням яких одержимо

$$N(\xi) = -\sqrt{\frac{1-\xi}{2}} \Phi_3(\xi); \quad Q(\xi) = \sqrt{1-\xi^2} \Phi_2(\xi); \quad L_b(\xi) = \sqrt{1-\xi^2} \Phi_5(\xi). \quad (12)$$

У співвідношеннях (11), (12) $\Phi_1(\xi)$, $\Phi_2(\xi)$, ..., $\Phi_5(\xi)$ – обмежені і неперервні на $[-1;1]$ функції.

Знаючи структуру шуканих функції наблизений розв'язок системи (10) можна побудувати методом механічних квадратур і колокації. Квадратурні формули цього методу для обчислення сингулярних і регулярних інтегралів від функцій $T_\rho(\xi)$, $S_{\rho\lambda}(\xi)$ наведені в [3,4,8]. Інтеграли зі змінною верхньою межею обчислюються за формулою трапецій.

Для підсилювального стрижня з параметрами $\alpha_0 = -\frac{\pi}{3}$; $\beta_0 = \frac{\pi}{3}$; $\frac{h}{\rho_1} = \frac{h_0}{\rho_1}$; $\frac{E_0}{E} = 5$ досліджено вплив на напружений стан пластинки і підсилення відносної ширини $\frac{2\eta}{\rho_1}$.

Результати числового розрахунку еквівалентних напружень $T_{екв} = \sqrt{T_\rho^2 + T_\lambda^2 + 3S_{\rho\lambda}^2 - T_\rho T_\lambda}$ на контурі Γ в пластинці, визначених за IV теорією міцності [6], та нормальних $\sigma^{(c)}$ у крайніх волокнах підсилення і найбільших дотичних $\tau^{(c)}$ в осьовому волокні напружень наведені на рис.2-5. Суцільні лінії відповідають випадку $\frac{2\eta}{\rho_1} = 0.2$, штрихові – $\frac{2\eta}{\rho_1} = 0.1$, штрихпунктирні – $\frac{2\eta}{\rho_1} = 0.05$.

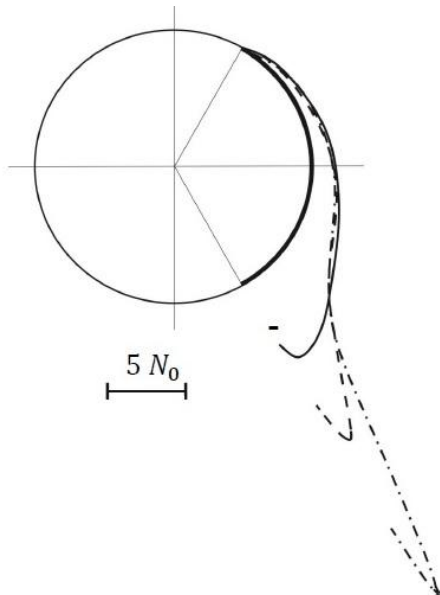


Рис.2. - Розподіл нормальних напружень $\sigma^{(c)}$ у внутрішньому волокні стрижня

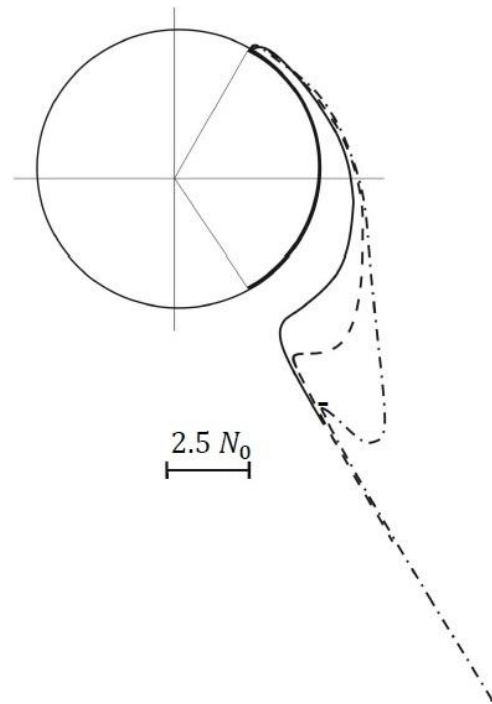


Рис. 3. - Розподіл нормальних напружень $\sigma^{(c)}$ у зовнішньому волокні стрижня

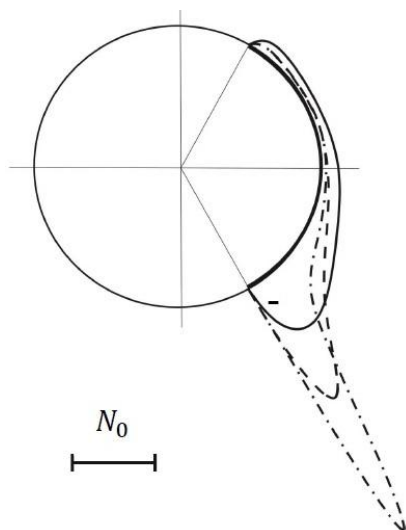


Рис. 4. - Розподіл дотичних напружень $\tau^{(c)}$ в осьовому волокні стрижня

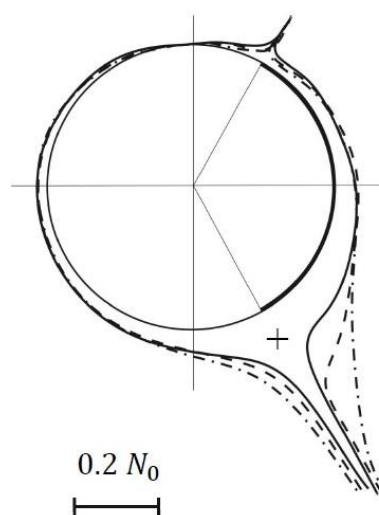


Рис. 5. - Розподіл еквівалентних зусиль $T_{екв}$ у контурі отвору в пластинці

Висновки. Розроблено числово-аналітичний алгоритм розв'язання мішаної контактної задачі про передачу зосередженої сили до контуру кругового отвору нескінченної ізотропної пластинки через розімкнене пружний стрижень сталого поперечного перерізу. У результаті числових розрахунків встановлено:

- зони різкого збільшення $T_{екв}$ на кінцях ділянки підсилення мають локальний характер і зумовлені появою в цих зонах пластичних деформацій;
- нормальні напруження в поздовжніх волокнах стрижня обмежені, хоча при наближенні до площини прикладання зовнішньої сили суттєво зростають;
- як і для прямолінійних стрижнів вплив поперечних сил на напружено-деформований стан підсилення незначний.

Запропонований метод розв'язання задачі без особливих змін може бути перенесений на ізотропні пластинки з гладкими криволінійними отворами.

Список використаних джерел:

1. Александров В.М. Контактные задачи для тел с тонкими покрытиями и прослойками / В.М. Александров, С.М. Мхитарян. – М.: Наука, 1983. – 488с.
2. Мхитарян С.М. Передача нагрузки от кольцеобразного стрингера к упругой бесконечной пластинке / С.М. Мхитарян, Р.С. Туманян // Изв. АН Арм. ССР. Механика. – 1984. – Т. 37, № 1. – С. 3-15.
3. Сяський А. Передача сил до криволінійного отвору нескінченної пластинки стрижнями змінної жорсткості / Сяський А., Батишкіна Ю. // Машинознавство. – 2004. - № 6 (84). – С. 21-26.
4. Сяський А.О. Математична модель однієї задачі трибомеханіки для шліцевого з'єднання / А.О. Сяський, С.М. Комбель // Проблеми трибології. – 2004. № 2. – С. 53-58.
5. Сяський А. Теоретичні основи уточненого розрахунку шліцевих з'єднань / Сяський А., Комбель С. // Машинознавство. – 2003. - № 4 (70). – С. 27-33.
6. Писаренко Г.С. Опір матеріалів/Г.С. Писаренко, О.Л. Квітка, Е.С. Уманський.– К.: Вища школа, 2004. – 655 с.
7. Мартынович Т.Л. Контактные взаимодействия пластин с упругими элементами / Т.Л. Мартынович, В.Е. Юринец. – Львов :Вища школа. Изд-во при Львов.ун-те, 1984. – 160 с.
8. Сяський А.А. Упругое равновесие пластинки с частично подкрепленным криволинейным отверстием / Сяський А.А. // Прикл. математика и механика. – 1986. – Т. 50, № 2. – С. 247-254.

Рецензенти:

Трач Володимир Мирославович, завідувач кафедри мостів і тунелів, опору матеріалів і будівельної механіки НУВГП, докт. тех. наук., професор, д.т.н.

Шевцова Наталія Вікторівна, доцент кафедри інформатики і прикладної математики РДГУ, канд. тех. наук

Стаття надійшла до редакції 06.04.2017

УДК 621.793.6:669.35

С.Н. Ткаченко*Классический частный университет***МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СКОРОСТИ ХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ И ИНСТРУМЕНТА СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ МЕТОДОМ СВС**

В данной статье представлены результаты исследования моделирования скорости химической реакции для повышения эксплуатационных свойств поверхности деталей, механизмов, узлов, агрегатов, используемых в сельском хозяйстве, модифицированных методом СВС. Установлено, что метод СВС позволяет получить показатели качества материалов путем подбора соответствующего состава шихты и иницирования реакции горения с выделением большого количества теплоты при управлении временем химической реакции процесса при формировании поверхности достаточно высокого качества.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, шихта, скорость химической реакции, поверхностное упрочнение, поверхностный слой, микроструктура.

С.М. Ткаченко**МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ШВИДКОСТІ ХІМІЧНОЇ РЕАКЦІЇ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ТА ІНСТРУМЕНТА СІЛЬСЬКОГОСПОДАРСЬКОГО ПРИЗНАЧЕННЯ МЕТОДОМ СВС**

У даній статті представлені результати дослідження моделювання швидкості хімічної реакції для підвищення експлуатаційних властивостей поверхні деталей, механізмів, вузлів, агрегатів, які використовуються в сільському господарстві, модифікованих методом СВС. Встановлено, що метод СВС дозволяє отримати показники якості матеріалів шляхом підбору відповідного складу шихти та ініціювання реакції горіння з виділенням великої кількості теплоти при керуванні часом хімічної реакції процесу при формуванні поверхні досить високої якості.

Ключові слова: саморозповсюджуваний високотемпературний синтез, шихта, швидкості хімічної реакції, поверхневе зміцнення, поверхневий шар, микроструктура.

S. Tkachenko**MATHEMATICAL MODELING OF THE CHEMICAL REACTION RATE TO INCREASE OPERATIONAL PROPERTIES OF PARTS AND TOOLS OF AGRICULTURAL APPOINTMENT BY SHS METHOD**

The issue of increasing the service time of parts due to surface hardening is actual. One of the most effective technological direction of increasing the reliability of the operation of the serviceability of high-carbon materials used in the industry is the application of various coatings on their working surfaces. The coating is a surface layer that can be exposed to the environment on the surface of the part and is characterized by a finite thickness, as well as chemical composition and structural-phase state, qualitatively different from those of the base material. The low material cost of the coating and the high surface characteristics of the part provide an increased interest in the development of new coating methods for a specific purpose and the widespread introduction of coatings into the industry. An effective (with respect to the substrate) method of surface improvement is chemical-thermal treatment (CTT) under conditions of self-propagating high-temperature synthesis (SHS). This article presents the results of the study of the operability of the surface of parts, mechanisms, units of aggregates used in agriculture, modified by the SHS method, and the effect of subsequent heat treatment on wear resistance. It is established that the SHS method makes it possible, by selecting the appropriate composition of the charge and initiating the combustion reaction with the release of a large amount of heat, to control the duration of chemical reaction of the process when forming a surface of sufficiently high quality.

Keywords: self-propagating high temperature synthesis, burden, chemical reaction rate, surface hardening, surface layer, microstructure.

Постановка проблемы в общем виде и ее связь с важными научными и практическими задачами. Актуальным является вопрос повышения эксплуатационного срока службы деталей, за счет поверхностного упрочнения. Одним из наиболее эффективных направлений технологического повышения эксплуатационной стойкости деталей из высокоуглеродистых материалов, которые используют в индустрии, является нанесение на их рабочую поверхность различных покрытий. Покрытие представляет поверхностный слой, который целенаправленно создается на поверхность детали, и характеризуется конечной толщиной, а также химическим составом и структурно-фазовым состоянием, качественно отличающимся от аналогичных характеристик материала основы. Не значительная затрата материала для покрытия и высокие характеристики поверхности детали обеспечивают повышенный интерес к разработке новых

методов нанесения покрытий и широкое внедрение деталей с такими покрытиями в промышленность.

Эффективным методом улучшения поверхности является химико-термическая обработка (ХТО) в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). СВС является эффективным энерго- и ресурсосберегающим методом получения тугоплавких и композиционных материалов [1-2] и порошков для газотермического напыления [3].

Анализ последних исследований и публикаций. Разработка новых способов химико-термической обработки деталей, которые позволяют регулировать состав и структуру покрытий, обеспечивая высокие эксплуатационные характеристики деталей при минимальном времени формирования покрытий интересует широкий круг ученых. Проблему защиты высокоуглеродистых материалов путем нанесения на детали комплексных защитных покрытий предложено авторами работ [4-33]. В работе [34] авторы предложили способ, который основан на явлении СВС. Сущность метода СВС, заключается в проведении экзотермических реакций в режиме распространения волны горения с образованием продуктов горения в виде соединений и материалов, представляющих практическую ценность и обладающих ценными характеристиками [36]. Такой синтез материалов, значительно отличается от стандартных методов порошковой металлургии, основанных на спекании химически инертных соединений и обладают рядом очевидных преимуществ, среди которых можно отметить следующие [36]:

- 1) формирование активных химических и термических зон, что позволяет интенсифицировать превращения реагентов и приводит к образованию нужных продуктов;
- 2) использование менее дорогой химической энергии (тепловыделение при экзотермических реакциях) вместо электрической для достижения высоких температур, требуемых при получении продуктов;
- 3) использование относительно простого оборудования (вместо печей и других нагревательных устройств);
- 4) использование в процессе быстрого послойного нагрева больших объемов реагентов вместо медленного прогрева через стенки от внешних источников тепла.

В зависимости от условий реализации СВС можно получать диффузионные слои в режиме горения или теплового самовоспламенения при времени процесса от нескольких минут до 1-1,5 ч. При этом формируется прочное тонкое покрытие с регулируемой толщиной в пределах 5 — 150 мкм [34]. При диффузионном насыщении можно получать равномерные по толщине покрытия на изделиях сложной формы [35].

СВС обладает рядом специфических черт, которые выгодно отличают его от существующих способов получения неорганических соединений. К ним следует отнести высокие температуры и малое время проведения синтеза, относительно малые внешние энергетические затраты, простота оборудования, и что самое главное возможность управления процессом синтеза, и, как следствие, получение материалов с заданным сочетанием свойств [20, 21].

При синтезе композиционных порошков СВС в качестве связок обычно используются металлы и металлические сплавы (на основе Ni, Fe, Al), а также интерметаллиды (Ni_xAl_y , Fe_xAl_y , Ti_xNi_y , Ti_xAl_y). В качестве тугоплавких соединений, как правило, используют карбиды вольфрама, титана, хрома, кремния и их комбинации, а также оксиды алюминия, титана и хрома.

Одним из преимуществ технологии СВС является возможность получения многокомпонентных композиций в одну стадию: формирование как простых, так и сложнолегированных соединений.

Характерными особенностями синтезируемых порошков являются: наличие металлургической связи между составляющими композиционной частицы; мелкозернистая структура с тонким объемным распределением тугоплавкой составляющей и постоянством фазового состава независимо от размеров порошковой композиционной частицы.

Обеспечить комплекс защитных свойств в зависимости от условий эксплуатации покрытия позволяют порошковые электродные материалы с нанодобавками, полученные по технологии СВС.

Повышение эксплуатационных свойств деталей машин и механизмов представлены в работах [4-13], связанные с применением новых составов электродных материалов и современного оборудования, обеспечивающих развитие технологии электроискрового легирования (ЭИЛ). Показано, что для улучшения свойств необходим подбор соответствующих электродных материалов. Рекомендуется для обеспечения защитных свойств в зависимости от условий

эксплуатации покрытий применяют синтетические твердосплавные инструментальные материалы (СТИМ), полученные по технологии СВС. В качестве основы этих материалов применяется карбид титана, бора или хрома, который обеспечивает твердость и износостойкость. Для обеспечения высокой когезии и пластичности формируемых покрытий служат добавки Ni; NiAl; TiAl; ХН70Ю и др.

В процессе ЭИЛ ударно-тепловое воздействие искрового разряда приводит к формированию мелкозернистой структуры на рабочей поверхности материала электрода. Идет усталостное разрушение зерен карбида титана, взаимодействие с воздухом, в канале разряда, и уже в структуре покрытия размер зерен составляет 100-500 нм. Анализ микроструктур покрытий на титановой подложке ОТ4-1, полученных с использованием электрода на основе TiC-Ti₃AlC₂ и из этого же сплава, но модифицированного нанодобавкой W, позволил [9, 10] установить позитивное влияние нанодобавок. Электроискровые покрытия с нанодобавками имеют повышенные значения толщины, сплошности, микротвердости, жаростойкости, при этом снижается коэффициент трения [4, 5, 10, 11]. Добавки нанопорошков обеспечивают значительное модифицирование структуры электродных материалов от 2 до 7 раз и повышение их физико-химических свойств [6-13]. По данным работы [11] по технологии горячего прессования из нанодисперсного порошка 92% WC - 8% Co получен наноструктурный электродный материал с размером зерна карбида вольфрама 100 нм. Применение такого электрода по сравнению с обычным электродом ВК8 (размер зерен WC=1-2 мкм), способствовало повышению характеристик покрытия, а именно твердости (H_ц) модуля упругости, сплошности, толщины и др.

Постановка задачи. Экспериментальные данные по исследованию процессов насыщения поверхности элементами свидетельствуют о том, что процесс насыщения ведется весьма активной поставкой насыщаемого компонента к поверхности детали. В этом случае концентрация насыщаемого элемента на поверхности будет определяться способностью материала подложки поглощать элемент среды. Это соответствует тому, что газовая среда обеспечивает высокую производительность поставки компонента, а граничные условия определяются способностью материала детали поглощать поставляемый компонент из соображений растворимости его в твердой фазе. Для решения задачи выяснения природы и причин ускорения процессов насыщения многокомпонентными упрочняющими покрытиями в условиях СВС целесообразно формализовать задачу и рассмотреть ее в рамках математической модели.

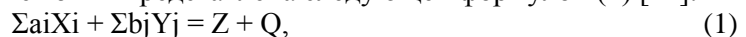
Математическая модель. Задачей данного вида ХТО является придание поверхности упрочняемых материалов высоких поверхностных физико-механических характеристик при минимальном времени проведения процесса, а также минимальных экономических затратах. Сущность процесса заключается в том, что после локального инициирования, реакция протекает в узкой зоне – волне горения, перемещающейся по образцу за счет теплопередачи. В качестве реагентов используются смеси элементов: металлов с неметаллами; металлов с металлами; неметаллов с неметаллами или их соединений, способных при взаимодействии выделять большое количество тепла.

Благодаря особенностям процесса: высокой температуре; кратковременности химических и физических процессов; высокой скорости внутреннего саморазогрева; протеканию реакций в условиях резкого градиента температур и др. метод СВС позволяет синтезировать композиции, получение которых другими известными способами требует больших затрат или сложного дорогостоящего оборудования, либо вообще невозможно [3].

Принципиально для реализации СВС выделяют способы управления [18-19]:

- 1) на стадии подготовки шихты;
- 2) на стадии проведения процесса, включая термический подогрев системы;
- 3) при охлаждении готовых продуктов, а именно изменение температурного режима охлаждения и типа используемой атмосферы.

Химическая реакция процесса может быть представлена следующей формулой (1) [21]:



где Q – тепловой эффект; X – Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Mo, W и др.; Y – B, C, N, Si, Se, S, Al и др.; Z – бориды, карбиды, нитриды, силициды и др.

Благодаря тому, что коэффициенты диффузии в твердой фазе всегда намного меньше коэффициента температуропроводности, в тепловой зоне находится много реакционных ячеек, которые можно рассматривать как точечные источники тепла. Это позволяет задачи о распространении пламени и диффузионном взаимодействии реагентов расщепить, а результаты независимого решения диффузионной задачи представить в виде кинетического уравнения.

Таким образом, в теории идеального твердого пламени (ИТП) гетерогенная среда представлена в виде гомогенной (по отношению к теплопередаче), что позволяет свести подход к описанию ИТП и использовать уравнение теплопроводности для рассмотрения ИТП в одномерной постановке, типичной для многих автоволновых процессов горения:

Уравнение теплопроводности с учетом источника от химической реакции образца детали, упрочненной методом СВС, имеет следующий вид:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + Q\Phi(T(x,t)). \quad (2)$$

Далее представим начальные и граничные условия протекания реакции СВС:

$$T(x,0) = T_0, \quad T(0,t) = T_a, \quad \frac{\partial T(\infty,t)}{\partial x} = 0.$$

В уравнении (1) приняты следующие обозначения: t – время, x – координата, c – удельная теплоемкость, ρ – плотность, T – температура, λ – коэффициент теплопроводности, Q – тепловой эффект реакции, $\Phi(T(x,t))$ – скорость химической реакции, T_0 – начальная температура, T_a – температура поджигающей стенки на границе $x = 0$.

Скорость химических реакций $\Phi(T(x,t))$ определяется из решения задачи химического реагирования в реакционной ячейке.

$$\frac{\partial d_1}{\partial t} = D(T) \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial d_1}{\partial r} \right) - d_1 d_2 k_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right), \quad (3)$$

$$\frac{\partial d_2}{\partial t} = D(T) \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial d_2}{\partial r} \right) - d_1 d_2 k_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right), \quad (4)$$

$$D(T) = D_0 \exp\left(-\frac{E}{RT}\right), \quad (5)$$

Начальные условия для уравнений (3) – (4).

$$d_1(x,r,0) = \begin{cases} d_{10}, 0 < r < r_m, \\ 0, r < r < r_0, \end{cases} \quad d_2(x,r,0) = \begin{cases} d_{10}, 0 < r < r_m, \\ 0, r < r < r_0, \end{cases} \quad (6)$$

Полагая, что реакционная ячейка окружена себе подобными, можно записать граничные условия для уравнений (2) – (3) в виде:

$$\frac{\partial d_1(x,0,t)}{\partial r} = \frac{\partial d_1(x,r_0,t)}{\partial r} = \frac{\partial d_2(x,0,t)}{\partial r} = \frac{\partial d_2(x,r_0,t)}{\partial r} = 0. \quad (7)$$

Из решения задачи (2)–(3) с начальными и граничными условиями (6) – (7) определяется средняя по объему ячейки скорость химической реакции $\Phi(T(x,t))$ в виде:

$$\Phi(T(x,t)) = \frac{1}{r_0^3} \int_0^{r_0} d_1 d_2 k_0 \exp\left(-\frac{E}{RT(x,t)}\right) r^2 dr. \quad (8)$$

Обозначения: d_1, d_2 – плотность реагентов, r – координата сферической системы координат, E, k_0 – энергия активации и предэкспоненциальный множитель в законе Аррениуса для скорости химической реакции, $D(T)$ – коэффициент диффузии, E_d – энергия активации диффузии, D_0 – предэкспоненциальный множитель в зависимости диффузии от температуры.

Получаемая средняя по ячейкам скорость химической реакции в зависимости от температуры, зависящей от координаты и времени (8), используется в уравнении (2).

Система уравнений (2) – (8) записывалась в традиционных в теории горения безразмерных переменных и параметрах. В качестве масштабов были выбраны: $t_* = \frac{c\rho RT_a^2}{Qd_{11}d_{21}Ek_0 \exp(-E/RT_a)}$,

$x_* = \sqrt{t_* \lambda / c\rho}$, $T_a = T_0 + Qd_{11}/(c\rho)$. В реакционной ячейке в качестве масштаба по пространству принят ее радиус: $r = r/r_0$. Для газообразного пламени (ГП) система уравнений имеет два существенных отличия от аналогичной системы.

С учетом выбранных масштабов безразмерная постановка задачи (2) – (8) принимает вид:

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = \frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi^2} + \bar{\Phi}(\theta(\xi, \tau)),$$

$$\frac{\partial c_1}{\partial \tau} = \frac{Le}{R_0^2} \exp\left(E_D \frac{\theta}{1 + \beta\theta}\right) \frac{1}{\bar{r}^2} \frac{\partial}{\partial r} (\bar{r}^2 \frac{\partial c_1}{\partial r}) - \gamma c_1 c_2 \exp\left(\frac{\theta}{1 + \beta\theta}\right), \quad (9)$$

$$\frac{\partial c_2}{\partial \tau} = \frac{Le}{R_0^2} \exp\left(E_D \frac{\theta}{1 + \beta\theta}\right) \frac{1}{\bar{r}^2} \frac{\partial}{\partial r} (\bar{r}^2 \frac{\partial c_2}{\partial r}) - \gamma c_1 c_2 \exp\left(\frac{\theta}{1 + \beta\theta}\right). \quad (10)$$

Начальные и граничные условия в безразмерных переменных запишутся следующим образом:

$$\theta(\xi, 0) = \theta_0, \quad \theta(0, \tau) = 0, \quad \frac{\partial \theta(\infty, \tau)}{\partial \xi} = 0, \quad (11)$$

$$c_1(\xi, \bar{r}, 0) = \begin{cases} 1, & 0 < \bar{r} < \bar{r}_m, \\ 0, & \bar{r}_m < \bar{r} < 1, \end{cases} \quad c_2(\xi, \bar{r}, 0) = \begin{cases} 1, & 0 < \bar{r} < \bar{r}_m, \\ 0, & \bar{r}_m < \bar{r} < 1, \end{cases} \quad (12)$$

$$\frac{\partial c_1(\xi, 0, \tau)}{\partial \bar{r}} = \frac{\partial c_2(\xi, 0, \tau)}{\partial \bar{r}} = \frac{\partial c_1(\xi, r_0, \tau)}{\partial \bar{r}} = \frac{\partial c_2(\xi, r_0, \tau)}{\partial \bar{r}} = 0, \quad (13)$$

$$\bar{\Phi}(\theta(\xi, \tau)) = \frac{1}{\bar{r}_0^3} \int_0^{\bar{r}_0} c_1 c_2 \exp\left(\frac{\theta(\xi, \tau)}{1 + \beta\theta(\xi, \tau)}\right) \bar{r}^2 d\bar{r}. \quad (14)$$

Получившиеся параметры задачи характеризуют: $Le = D_0 / (\lambda / c\rho)$ – интенсивность диффузии, $R_0 = r_0 / \zeta_*$ – размер гетерогенной структуры, $E_D = E_d / E$ – энергию активации диффузии, $\gamma = \frac{c\rho}{Qd_{11}} \frac{RT_a^2}{E}$ – тепловой эффект реакции, $\beta = RT_a / E$ – энергию активации химической реакции.



Рис. 1. – Адиабатическая структура идеального твердого пламени

На рис. 1 приведена адиабатическая температура ИТП, она отражает подчеркнутые выше особенности. Для неадиабатических волн, когда имеют место теплопотери в окружающую среду, возможно сильное понижение T_m и недогорание при сохранении скорости распространения волны. Первая из вышеприведенных особенностей твердого пламени (ТП) связана с отсутствием продольного диффузионного переноса, вторая и третья – с сильным кинетическим торможением тепловыделения. Благодаря гетерогенности среды, торможение тепловыделения может быть связано со структурными факторами и зависеть от распределения частиц реагентов по размерам.

Микроструктура упрочненных деталей методом СВС для разных марок - сталь 45 и сталь 40, а также разных добавок приведена на рис. 2.

Результаты моделирования, анализ реакций, протекающих при методе СВС, а также эксперименты и металлографические исследований позволили получить схему образования

защитных покрытий. Процесс формирования защитных покрытий в режиме теплового самовоспламенения условно можно разделить на пять стадий.

На начальной стадии (стадия I – 0- τ_1) происходит инертный прогрев смеси до температуры самовоспламенения.

На стадии II – стадии теплового самовоспламенения (τ_1 - τ_2), происходит подъем температуры самовоспламенения со скоростью 200-400 °C/c до максимального значения.

На III стадии – стадии прогрева изделий (τ_2 - τ_3) происходит падение температуры до T_x за счет приема выделившегося тепла изделиями.

На IV стадии – стадии изотермической выдержки (τ_3 - τ_4), происходит формирование постоянного диффузионного потока образующихся активных атомов кремния и бора.

На V стадии – стадии охлаждения (τ_4 - τ_5), происходит формирование диффузионного слоя с меньшей интенсивностью за счет уменьшения коэффициента диффузии кремния и бора из-за падения температуры, а также из-за обеднения шихты.

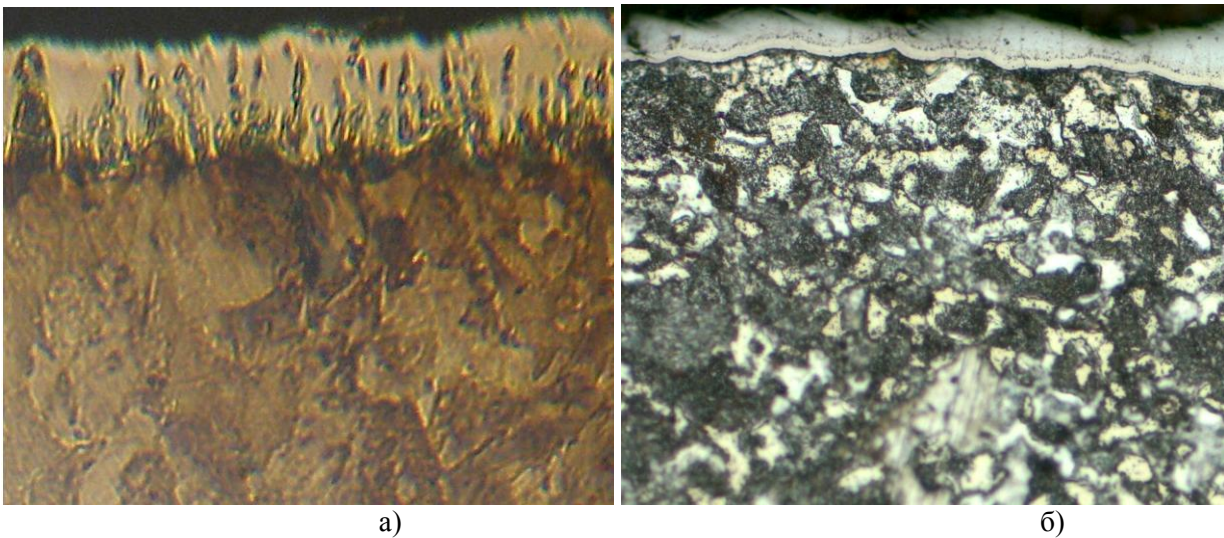


Рис. 2. – Микроструктура борированной поверхности стали 45, х 200 (а), и силицированной стали 40, х 200 (б)

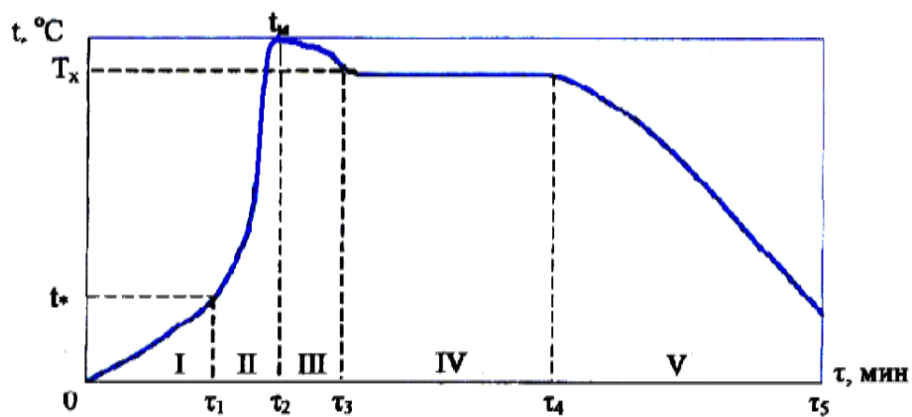


Рис. 3. – Характерный ход температурной кривой при образовании защитных покрытий в режиме теплового самовоспламенения для подложки с графитовой основой.

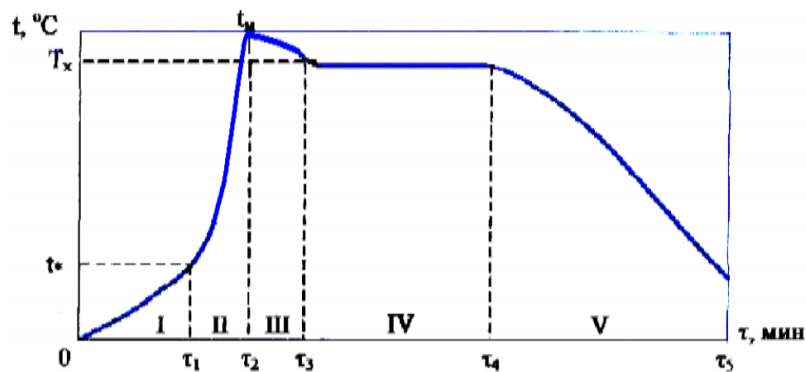


Рис. 4. – Характерный ход температурной кривой при образовании защитных покрытий в режиме теплового самовоспламенения для подложки с металлической основой

Практическое применение. Одним из потребителей использования деталей с поверхностным упрочнением является сельское хозяйство. Самой распространенной технологической операцией является: вспашка, культивация, кошение трав, уборка зерновых и технических культур, измельчение силоса, боронование, что составляет 70% от всего объема механизированных работ. При взаимодействии с грунтом детали машин и агрегатов, соприкасающиеся с грунтом подвергаются интенсивному абразивному изнашиванию. Затупившийся в процессе эксплуатации инструмент увеличивает тяговое сопротивление и поэтому снижает производительность, при этом расход топлива возрастает на 15-20 %. Для изготовления деталей, которые контактируют с грунтом, применяют сталь 45 и сталь 40.

Для упрочнения деталей из данных марок применяют термообработку, приводящую к твердости 45-50 HRC и ударной вязкости. Помимо этого, для повышения долговечности деталей, рабочих частей агрегатов, применяется индукционная наплавка, плазменное напыление, газопламенная наплавка, плакирование и др. В результате таких операций повышается износостойкость деталей, подверженных абразивному износу. В сельском хозяйстве ежегодно потребляется огромное количество (100-400 тыс.) лап культиваторов и сеялок.

Помимо интенсивного абразивного износа сельхозтехника подвергается существенной коррозии из-за эксплуатации ее в почве, которая является агрессивной средой для соприкасающихся с ней деталей. Для борьбы с коррозией методом СВС в шихту на основе кремния добавляется хром, который сам по себе входит в состав экзотермической смеси для инициации реакции.

В качестве альтернативы достижения высокой износостойкости является применение твердых сплавов, состоящих из карбидов (TiC, WC, VC, NbC, MoC) и связующей фазы, изготавливаемых методом порошковой металлургии.

Отличной альтернативой повышения твердости и износостойкости деталей является метод СВС, который за счет использования тепловой энергии экзотермических реакций и скорости проведения процесса позволяет получить результат за 30-40 мин с учетом изотермической выдержки, вместо 8-10 ч. методом ХТО.

Методом СВС улучшается скольжение подшипников на воздухе, если в шихту добавлять 1,5 - 2 масс.% масла и охлаждать спеченные детали в масляной ванне. Такой оригинальный способ уменьшает поверхностное окисление при горении, так как горящее масло образует восстановительную среду - сажу. Охлаждение в масле после спекания также уменьшает окисление и совмещает операции охлаждения и пропитки, необходимой для придания подшипникам эффекта самосмазывания. Данный эффект у материалов проявляется более четко благодаря особенностям формирования пористого каркаса. Если при обычном печном спекании количество пор зависит главным образом от усилия прессования, крупности порошка, то в случае СВС образуются дополнительные пористые каналы, упрочненные интерметаллидными слоями. Это происходит благодаря образованию в локальных очагах горения жидкой фазы, которая всасывается тугоплавкой основой, образуя равномерно распределенные включения износостойких интерметаллидов и оставляя после себя сферообразные сообщающиеся поры-каналы. В процессе эксплуатации втулок-подшипников в порах накапливается, циркулирует масло, уменьшая износ самосмазывающегося узла трения. Для образования такой системы пор необходимо соблюдение оптимальных соотношений порошковых компонентов. Пористость образуется, когда металлический каркас матрицы (медь) более тугоплавкая, чем отдельные включения легкоплавкого

металла-воспламенителя (алюминия). В этом случае дисперсное упрочнение происходит посредством пустотелых трубообразных включений интерметаллидов, образующихся по стенкам пористых каналов. Судя по одномерной направленности капилляров, можно предположить, что движение жидкой фазы ориентировано соответственно фронту распределения волны горения. По-видимому, такие структурно-направленные пористые материалы могут иметь большое значение для получения фильтров.

Наличие равномерно расположенных в материале реакционно-взаимодействующих ячеек (места контактов разноименных частиц) является причиной возникновения температурного градиента в промежутках между ними. Это способствует возникновению дополнительного капиллярного теплопереноса жидкой фазы, образующейся возле локальных источников горения и равномерно перераспределяющейся по объему пористого каркаса.

Выводы. Таким образом, в работе представлены результаты моделирования скорости химической реакции и исследование повышения эксплуатационных свойств поверхности деталей, механизмов, узлов, агрегатов, используемых в сельском хозяйстве, модифицированных методом СВС. Установлено, что метод СВС позволяет получить показатели качества материалов путем подбора соответствующего состава шихты и иницирования реакции горения с выделением большого количества теплоты при управлении временем химической реакции процесса при формировании поверхности достаточно высокого качества. Что, позволило условно разделить на пять стадий процесс формирования защитных покрытий в режиме теплового самовоспламенения в котором: на начальной стадии (стадия I) происходит инертный прогрев смеси до температуры самовоспламенения, на стадии II происходит подъем температуры самовоспламенения со скоростью 200-400 °С/с до максимального значения, на стадии III происходит падение температуры за счет нагревания изделия, на стадии IV происходит формирование постоянного диффузионного потока образующихся активных атомов примеси и на стадии V происходит формирование диффузионного слоя.

Дальнейшие перспективы применения СВС для повышения эксплуатационных свойств деталей и инструмента сельскохозяйственного назначения имеют огромный потенциал, как в плане экономия за счет использования энергии экзотермических реакций так и в результате получения конечных свойств готового продукта.

Список использованных источников

1. Мержанов, А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез / А.Г. Мержанов // Под. ред. Я.М. Колотверкина. - М.: Химия, 1983. - С. 6-45.
2. Левашов, Е.А. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося синтеза / Е.А. Левашов, А.С. Рогов, В.И. Юхнин. - М.: Бином, 1999. - 176 с.
3. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез порошков для газотермического напыления / А.Ф. Ильющенко, А.В. Беляев, Т.Д. Талако и др. // Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки: материалы 8-й междунар. практич. конф.-выставки: в 2 ч. Часть 1. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2006. -С. 135-139.
4. Левашов Е.А. Перспективы применения сплава СТИМ 3Б модифицированного нанокристаллическим порошком ZrO_2 , в технологии электроискрового легирования / Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов, О.В. Малочкин // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. - 2000. - №5. - С. 68-72.
5. Об особенностях влияния нанокристаллических порошков на процессы горения и формирования составов / Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов, О.В. Малочкин и др. // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. - 2001. - №1. - С.53-59.
6. Левашов Е.А. О влиянии нанокристаллических порошков на процесс формирования, структуру и свойства электроискровых покрытий на основе титанохромового карбида / Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов, О.В. Малочкин // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. - 2001. - №3. - С. 44-51.
7. Кудряшов А.Е. Разработка и промышленное применение новых композиционных материалов и технологии электроискрового легирования / А.Е. Кудряшов // Автореф. дис. к.т.н. - М., 2001. - 19с.
8. Исследование влияния добавки нанокристаллического порошка оксида циркония различной природы на состав, структуру и физико-механические свойства твердого сплава СТИМ-3Б / Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов, Ю.С. Погожев и др. // Физика металлов и металловедение. - 2003. - Т. 96. - №2. - С. 87-94.
9. Особенности влияния нанокристаллических порошков на структуру и свойства сплава Ti – 40% ХН70Ю, полученного методом СВС / Е.А. Левашов, Е.С. Мишина, Б.Р. Сетулин и др. // Физика металлов и металловедение. - 2003. - Т. 96. - № 6. - С. 58-64.
10. Исследование кинетики формирования структуры, состава и свойств электроискровых покрытий на титановом сплаве ОТ4-1 из модифицированных электродных материалов на основе TiC-ХН70Ю / Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов, Е.С. Мишина и др. // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. - 2004. - №1. - С. 68-76.
11. Исследование влияния параметров импульсных разрядов на массоперенос, структуру, состав и свойства электроискровых покрытий на основе TiC-NiAl, модифицированных нанодисперсными компонентами / Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов, Ю.С. Погожев и др. // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. - 2004. - №6. - С. 39-46.

12. Особенности влияния добавок нанодисперсных тугоплавких частиц на состав, структуру и физико-механические свойства твердого СВС - сплава СТИМ-40НА (система TiC-NiAl) / Ю.С. Погожев, Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов и др. // Цветные металлы. - 2005. - №1. - С. 59-64.
13. Упрочнение деталей и инструмента методом электроискрового легирования и применением новых электродных материалов / Е.И. Замулаева, Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов и др. // Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки: материалы 8-й междунар. конф.-выставки: в 2 ч. Часть 2. - СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2006. - С. 200-209.
14. Евтушенко А.Т. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез инструментальной стали / А.Т. Евтушенко, С. Пазаре, С.С. Горбунов // МИТОМ. - 2007. - №4. - С. 43-46.
15. Архипов В.Н. Повышение стойкости инструмента методом СВС / В.Е. Архипов, Г.В. Москвитин, А.П. Поляков // СТИН. -2008. -№1.- С. 19-21.
16. Покрытия на основе хрома и бора, полученные методом СВС / В.Е. Архипов, Л.И. Куксенова, Г.В. Москвитин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. -2008.- №4.- С. 28-32.
17. Рыбакова Л.М. Рентгенографический метод исследования структурных изменений в тонком поверхностном слое металла при трении / Л.М. Рыбакова, Л.И. Куксенова, С.В. Босов // Заводская лаборатория.- 1973. -№3.- С. 293-296.
18. Борисова А.Л. Использование процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / А.Л. Борисова, Ю.С. Борисов // Порошковая металлургия. — 2008. — №1/2. — С. 105-125.
19. Шаривкер С.Ю. СВС-порошки и их технологическая переработка / С. Ю. Шаривкер, А. Г. Мержанов — Черногловка, 2000. — 123 с.
20. Истин В. И. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений: Монография / В. И. Истин, Ю. С. Найбороденко. — Томск: Изд. ТГУ, 1989. — 214 с.
21. Евтектичні градієнтні зносостійкі матеріали / М.І. Павечко, Г.С. Ершов, К.О. Ленік та ін. // Порошковая металлургия. — 1999. — №7/8. — С. 17-21.
22. Мержанов А.Г. Твердо-пламенное горение / А.Г. Мержанов — Черногловка: ИСМАН, 2000. — 244 с.
23. СВС дисперсных алюминидов никеля на их основе / Б.М.Вольпе, В.В.Евстигнеев, И.В.Милоков [и др.] // Физика и химия обраб. материалов. — 1996. — №1. — С. 50-54.
24. СВС дисперсных материалов Ti-Al и защитные покрытия на их основе / Б. М. Вольпе, В. В. Евстигнеев, И. В. Милоков [и др.] // Физика и химия обраб. материалов. — 1995. — №2. — С. 73-79.
25. Исследование свойств газотермических покрытий и композиционных порошков никель-карбид титана и хрома / И. Н. Горбатов, В. М. Шкиро, А. С. Терентьев [и др.] // Физика и химия обраб. материалов. — 1991. — №4. — С. 102-106.
26. Особенности структуры и свойств композиционных материалов на основе карбида титана с добавками меди / Т.А.Азарова, П.А.Витязь, Б.А.Вилаге [и др.] // Порошковая металлургия. — Минск, 2002. — Вып.25. — С. 85-89.
27. СВС-порошки для газотермических покрытий, работающих в условиях комплексного воздействия коррозии и износа / А.Ф.Илющенко, А.В.Беляев, Т.Л.Талако [и др.] // Порошковая металлургия. — Минск, 2000. — Вып.23. — С. 54-57.
28. Газотермические покрытия из композиционных порошков на основе карбида титана-хрома / И.Н. Горбатов, А.Д. Панасюк, Л.К. Шведова [и др.] // Защитные покрытия на металлах. — 1991. — №25. — С. 22-25.
29. Структура и свойства газотермических покрытий на основе карбида титана, оксидов титана и хрома, содержащих твердые смазки / А. Л. Борисова, Л. И. Адева, А. Ю. Туник [и др.] // Автомат. сварка. — 1999. — №1. — С. 22-27.
30. Амосов А.П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов / А. П. Амосов, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов — М.: Машиностроение-1, 2007. — 567 с.
31. Покрытия на основе хрома и бора полученные методом СВС / В. Е. Архипов, Л. И. Куксенова, Г. В. Москвитин [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. — 2008. — №4. — С. 25-30.
32. Гордиенко С. П. Взаимодействие титана с нитридом бора в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. П. Гордиенко, Т. М. Евтушок // Порошковая металлургия. — 2001. — №1/2. — С. 76-79.
33. Зозуля В.Д. Принципы создания покрытий на антифрикционных материалах методом СВС / В.Д.Зозуля // Изв. вуз. Цвет. метал. — 1999. — №5. — С. 58-63.
34. Ткаченко С. Н. Поверхностное упрочнение деталей из высокоуглеродистых материалов в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С.Н.Ткаченко // Восточно-европейский журнал передовых технологий, 2/5, (62), – Харьков, 2013. – С. 30-34.
35. Зозуля В. Д. Принципы создания новых трибологических СВС-материалов / В. Д. Зозуля // Трение и износ. — 1994. — 15, №3. — С. 422-428.
36. Истин В. И. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений: Монография / В. И. Истин, Ю. С. Найбороденко. — Томск: Изд. ТГУ, 1989. — 214 с.

Рецензенти:

Хрипко Сергій Леонідович, професор кафедри інформаційних технологій, к.ф.-м.н, доцент Класичного приватного університету;

Бриков Михайло Миколайович, професор кафедри обладнання і технології зварювального виробництва Запорізького національного технічного університету, д-р техн. наук

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017

УДК:620.179.16

А.В. Толочина, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич
Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ
ПОРОШКОВОГО АЛЮМИНИДА ЖЕЛЕЗА Fe-14Al

В работе проведено уплотнение интерметаллида Fe-14Al горячей штамповкой при температурах 1050 °C и 1150 °C с последующей термической обработкой. Изучено структуру и свойства полученного интерметаллида. Установлено, что синтез интерметаллида в аргоне привел к образованию в структуре материала оксидной фазы $FeAl_2O_4$, а после проведения отжига обнаружено выпадение в структуре карбидных частиц Fe_3AlC_x , что оказало влияние на механические характеристик материала. Показано, что высокотемпературный отжиг при 1450 °C позволяет поднять прочностные свойства при некотором снижении твердости за счет изменения структуры материала.

Ключевые слова: интерметаллид, порошок, горячая штамповка, отжиг, прочность, трещиностойкость.

О.В. Толочина, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, И.Ю. Окунь, Я.И. Евич
ВПЛИВ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ І СТРУКТУРУ
ПОРОШКОВОГО АЛЮМІНІДУ ЗАЛІЗА Fe-14Al

В роботі проведено ущільнення інтерметаліду Fe-14Al гарячою штамповкою при температурах 1050°C і 1150°C з наступною термічною обробкою. Вивчено структуру і властивості отриманого інтерметаліду. Встановлено, що синтез інтерметаліду в аргоні призводить до утворення в структурі матеріалу оксидної фази $FeAl_2O_4$, а після проведення відпалів виявлено випадіння в структурі карбідних частинок Fe_3AlC_x , що вплинуло на механічні характеристики матеріалу. Показано, що високотемпературний відпал при 1450 °C дозволяє підвищити характеристики міцності при деякому зниженні твердості за рахунок зміни структури матеріалу. що послужило зниженню міцності матеріалу.

Ключові слова: інтерметалід, порошок, гаряче штампування, відпал, міцність, тріщиностійкість.

A.V. Tolochina, G.A. Bahliuk, A.A. Mamonova, I.Yu. Okun, Ya.I. Yevych
INFLUENCE THERMOMECHANICAL TREATMENT ON THE PROPERTIES AND
STRUCTURE OF POWDER IRON ALUMINIDE Fe-14Al

In this work, the intermetallic compound Fe-14Al was densified by hot forging at temperatures of 1050 °C and 1150 °C followed by heat treatment. Structure and properties of the resulting intermetallic compound have been studied. It was found that the synthesis of intermetallic compound in argon led to the formation of the oxide phase of $FeAl_2O_4$ in the structure of the material, and after annealing, the precipitation of Fe_3AlC_x carbide particles in the structure was detected, which affected the mechanical characteristics of the material. It is shown that high-temperature annealing at 1450 °C makes it possible to raise the strength properties with a certain decrease in hardness due to a change in the structure of the material.

Keywords: intermetallic, powder, hot forging, annealing, strength, fracture toughness.

Введение. Уникальное сочетание физических, химических и механических свойств интерметаллидов системы Fe-Al становится все более привлекательными для современной промышленности. Данные материалы сочетают в себе высокую коррозионную стойкость, жаростойкость при температурах 400-700 °C, а относительно небольшой удельный вес и низкая стоимость делает алюминиды железа перспективными для использования их при изготовлении деталей разного функционального назначения [1]. В частности, как заменители нержавеющей стали в системе выхлопа автомобилей, для дисков регенераторов автомобильных газотурбинных систем и в качестве седел под клапаны в поршневых системах двигателей внутреннего сгорания.

В последние годы для получения алюминидов железа было предложено множество новейших технологических процессов как среди литейных методов, так и порошковой металлургии. Пользующиеся наибольшей популярностью литейные методы получения интерметаллидов – электрошлаковая плавка, вакуумно-индукционный переплав, выплавка по технологии Echo-Melt ТМ [2] – многостадийны и сложны, что приводит к подорожанию продукции и снижению эффективности их применения. Кроме того, высокие свойства интерметаллида в случае его получения переплавом обеспечиваются только после применения прокатки или экструзии [3].

Технологии порошковой металлургии включают производство порошков алюминидов различными способами с последующим холодным и горячим компактированием: процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, методы электроразрядного спекания, горячее изостатическое прессование [4, 5]. Особое внимание отводится синтезу алюминидов, так как из-за разных скоростей взаимной диффузии элементов в изделиях возможно образование пор

и трещин. Поэтому, для получения плотных и бездефектных порошковых интерметаллидов необходимо применение методов обработки давлением, а одним из методов консолидации порошковых тел является горячая штамповка. Кроме того, формирование компактного материала из обособленных частиц порошка заключается не только в уменьшении пористости тела и увеличении его контактного сечения, но и в обеспечении высокого качества контакта между частицами. При этом пластическая деформация материала в зоне контактных поверхностей частиц приводит к разрушению оксидной пленки и способствует образованию качественного металлического контакта [6].

Применение горячей штамповки для получения высокоплотных алюминидов железа, а также изучение влияния термообработки на структуру и свойства горячештампованных образцов и являлись целью данного исследования.

Методика эксперимента. Для получения интерметаллида использовали стандартные порошки железа ПЖР-3.200.28 с размером частиц 40–160 мкм и алюминия ПА-4 с размером частиц 30–70 мкм. В барабанном смесителе в течение 60 мин в среде спирта готовили порошковую смесь Fe+14мас.%Al. Исходные порошки и их смесь представлены на рис. 1.

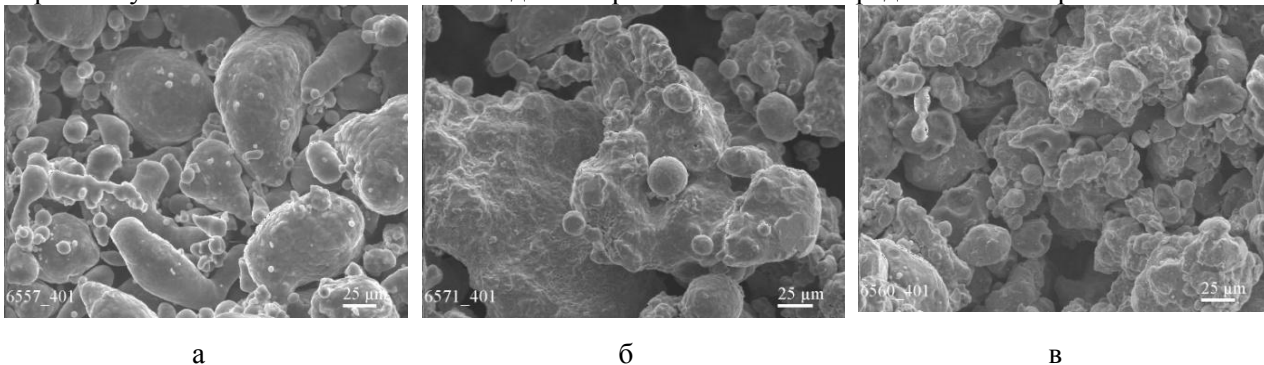


Рис. 1. Исходные порошки алюминия (а), железа (б) и смеси порошков Fe+14Al (в).

Далее, при комнатной температуре, прессовали цилиндрические образцы под давлением 600 МПа с диаметром 40 мм и высотой 14 мм. После брикетирования порошковой смеси Fe+14Al проводилось спекание образцов при температуре 1000 °С в течение 60 мин в среде аргона для синтеза интерметаллида Fe₃Al. После термического синтеза заготовки разрушались механическим способом в ступке, затем снова прессовались цилиндрические образцы под давлением 600 МПа с диаметром 40 мм и высотой 14 мм. Далее образцы повторно нагревались в аргоне и уплотнялись при температурах 1050 и 1150 °С. Консолидация проводилась штамповкой на винтовом дугостаторном прессе с развиваемым давлением 850–900 МПа. Исходные образцы из смеси порошков, а также образцы после синтеза и штамповки представлены на рис. 2.

Штампованные образцы разделялись на четыре части, из которых три части подвергались дальнейшей термообработке – трем видам отжига. Отжиг I – нагрев в вакууме уплотненных образцов до температуры 1100 °С с последующей изотермической выдержкой 180 мин, отжиг II – нагрев отштампованных образцов в вакууме до температуры 1300 °С с изотермической выдержкой при данной температуре 10 мин, отжиг III – нагрев в вакууме предварительно уплотненных образцов до температуры 1450 °С с изотермической выдержкой 10 мин.

После проведения термомеханической обработки материала на полученных образцах всех четырех серий исследовали плотность (гидростатическим методом); удельное электросопротивление – методом измерения падения напряжения на штампованном и эталонном образцах; твердость по Виккерсу с нагрузкой 100 Н и микротвердость с нагрузкой 0,2 Н на твердомерах 2137 ТУ и ПМТ-3, соответственно; прочность при изгибе на образцах размером 6×3×30 мм и расстоянием между опорами 20 мм; трещиностойкость на образцах размером 6×3×20 мм с расстоянием между опорами 10 мм. Трещину в образец вводили электроискровым способом проволокой диаметром 0,1 мм. Испытания на изгиб и трещиностойкость проводили на испытательной машине Сегамtest system. Рентгено-фазовый анализ образцов осуществляли на приборе ДРОН-3 в Co-Kα излучении. Структурный и фрактографический анализ материала проводили на сканирующем электронном микроскопе JEOL Superprobe 733.

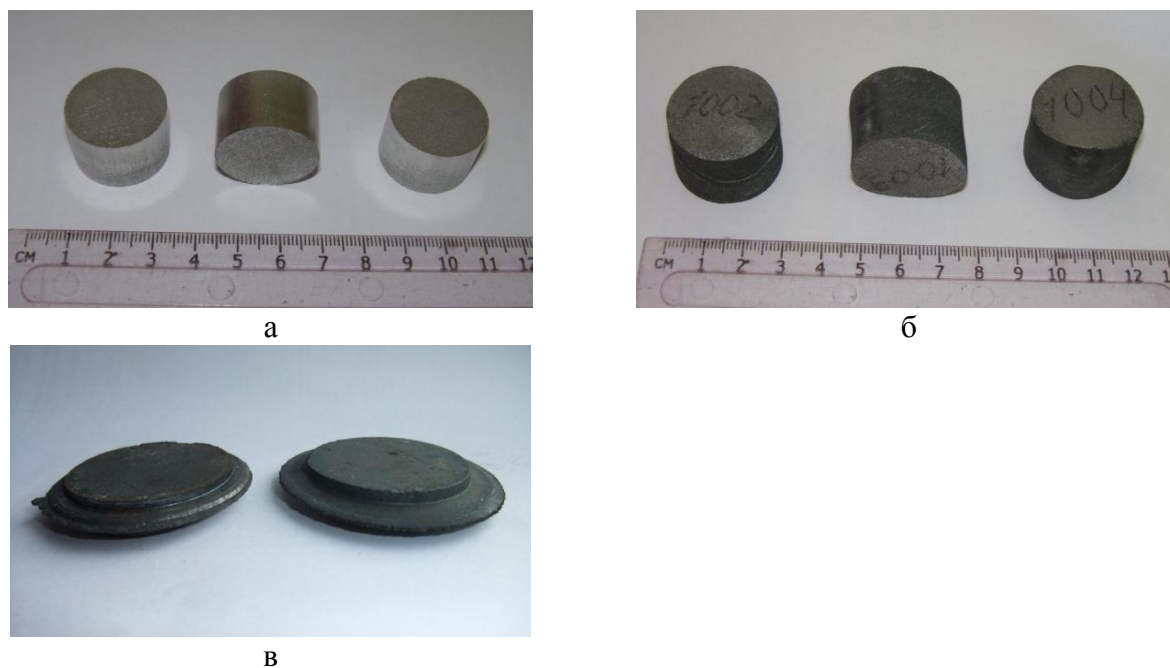


Рис. 2. Исходные образцы из смеси порошков Fe+14Al (а), синтезированные при 1000°C (б) и после штамповки при температурах 1050 и 1150 °C (в).

Результаты эксперимента и их обсуждение. Нагрев образцов из смеси порошков Fe+14мас.%Al в среде аргона до температуры 1000 °C показал, что уплотнения порошкового материала не происходит. Напротив, при нагреве заготовки-брикета во время синтеза интерметаллида наблюдается увеличение линейных размеров брикета и, следовательно, его пористости. Т.е. плотность исходного сырого брикета до спекания составляет 5 г/см³, а после спекания – 2,8 г/см³. При этом после спекания наблюдается также прирост массы образцов на 0,14 г, о чем свидетельствуют данные табл. 1. Это указывает на то, что за период спекания кроме образования интерметаллида может образовываться и оксидная фаза.

Таблица 1

Изменение геометрических и физических характеристик образцов до и после спекания-синтеза в аргоне

Вид образца	Диаметр d ₀ , мм	Высота h ₀ , мм	Объем V ₀ , см ³	Масса m ₀ , гр	Плотность γ ₀ , г/см ³
Исходный образец	24,7	16,6	7,93	39,89	5,03
Спекание в аргоне T=1000 °C, τ=60 мин	28,6	22,1	14,20	40,03	2,82

Согласно данным химического анализа (табл. 2) количество кислорода после спекания в аргоне несколько увеличилось по отношению к исходной смеси и порошкам. Количество углерода не изменилось и составило 0,09% для исходной смеси и после ее синтеза.

Таблица 2

Химический анализ порошков и смесей Fe-14Al до синтеза и после

Элемент, мас. %	Al	Fe	Исходная смесь	Спекание 1000°C, выдержка 60 мин
Кислород	0,2	0,35	0,6	0,7
Углерод	–	0,06	0,09	0,09

Предположение о наличии оксидной фазы в составе синтезированного интерметаллида подтверждает рентгено-фазовый анализ, рис. 3. Так, дифрактограмма штампованного интерметаллида Fe-14Al показывает (рис. 3 а), что в материале помимо фазы Fe₃Al, содержатся

следы оксидной фазы $FeAl_2O_4$ и карбидной фазы $Fe_3AlC_{0.69}$. После отжигов существенного отличия в фазовом составе материала не обнаружено.

В таком случае, с учетом образования карбидной и оксидной составляющей, полученный интерметаллид, согласно диаграммы состояния сплавов Fe-Al [7], сдвигается в двухфазную область $Fe_3Al+\alpha-Fe$, что также отмечалось авторами и в работе [8] при обработке интерметаллида Fe-15Al в вакууме. Интерметаллидную фазу Fe_3Al идентифицировали по межплоскостному расстоянию [220], составляющему – 2,06 Å. Сверхструктурных линий, принадлежащих упорядоченной фазе DO_3 не выявлено, поэтому структура полученного интерметаллида является неупорядоченной по типу A2.

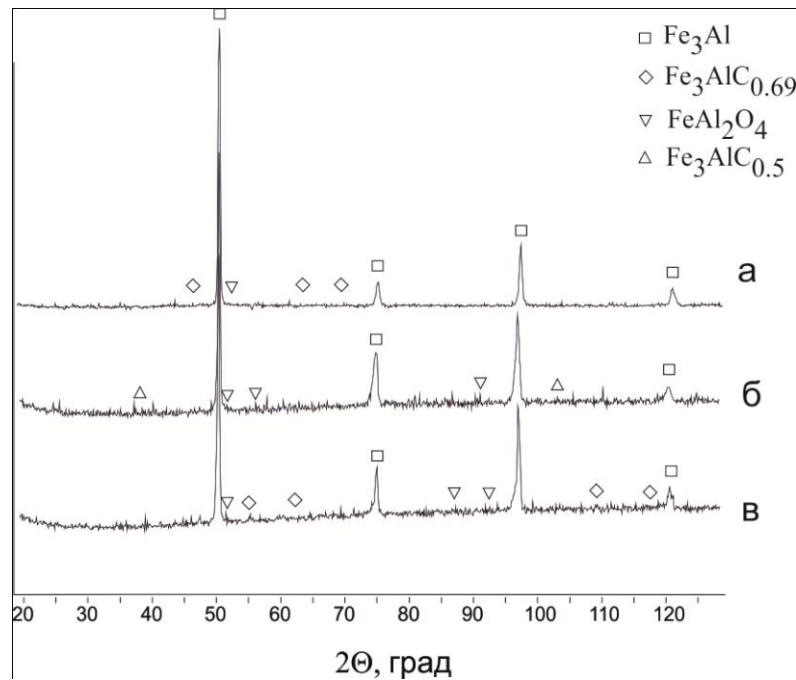


Рис. 3. Рентгенограмма образцов Fe-14Al после штамповки при температуре 1150 °C (а) и последующего отжига при 1100 °C (б) и 1300°C(в).

Уплотнение брикетов штамповкой при температурах 1050 и 1150 °C дало возможность получить материал с плотностью 6,49 г/см³, при теоретической плотности литого интерметаллида Fe_3Al – 6,72 г/см³ [9]. Применение термообработки в виде отжигов при температурах 1100 и 1300 °C позволило незначительно повысить плотность штампованных образцов, а отжиг при температуре 1450 °C способствовал увеличению плотности до уровня 6,65 г/см³, табл. 3.

Таблица 3

Плотность алюминиды железа Fe-14Al после штамповки и последующих отжигов

Температура уплотнения, T °C	Плотность γ , г/см ³			
	Горячая штамповка	Отжиг I	Отжиг II	Отжиг III
1050	6,49	6,51	6,52	6,64
1150	6,49	6,52	6,52	6,65

С учетом наличия в исследуемом материале небольшого количества оксидной и карбидной фаз невозможно добиться абсолютных теоретических значений плотности как у литого однофазного интерметаллида Fe_3Al . Тем не менее, применение штамповки при низких температурах позволяет получать образцы с практически беспористой структурой. Однако, обеспечение высокой плотности порошковой заготовки не является достаточным условием для получения качественного материала с высокими механическими и эксплуатационными свойствами. Поэтому, наряду с плотностью, важной характеристикой для порошковых материалов является удельное электросопротивление, которым можно охарактеризовать состояние границ в

матеріалі, т.е. рівень контактоутворення між зернами или ступінь міжчастинного взаємодія в порошковому інтерметаліде.

Після гарячої штамповки при температурах 1050 и 1150 °С досліджуєму алюмініду заліза показав достатньо близькі значення удільного електричного опору – 142 и 138 мкОм·см, т.е. більш низьке значення опору для більш високої температури ущільнення. Термічна обробка штампованих зразків в вигляді отжигів I и II привела до зниження удільного електричного опору, табл. 4, а після отжига при 1450 °С спостерігається деяке збільшення даної характеристики.

Таблиця 4

Удельное электрическое сопротивление алюминиды железа Fe-14Al после штамповки и последующих отжигов

Температура уплотнения, Т °С	Удельное электрическое сопротивление ρ , мкОм·см			
	Горячая штамповка	Отжиг I	Отжиг II	Отжиг III
1050	142	132	128	137
1150	138	129	127	135

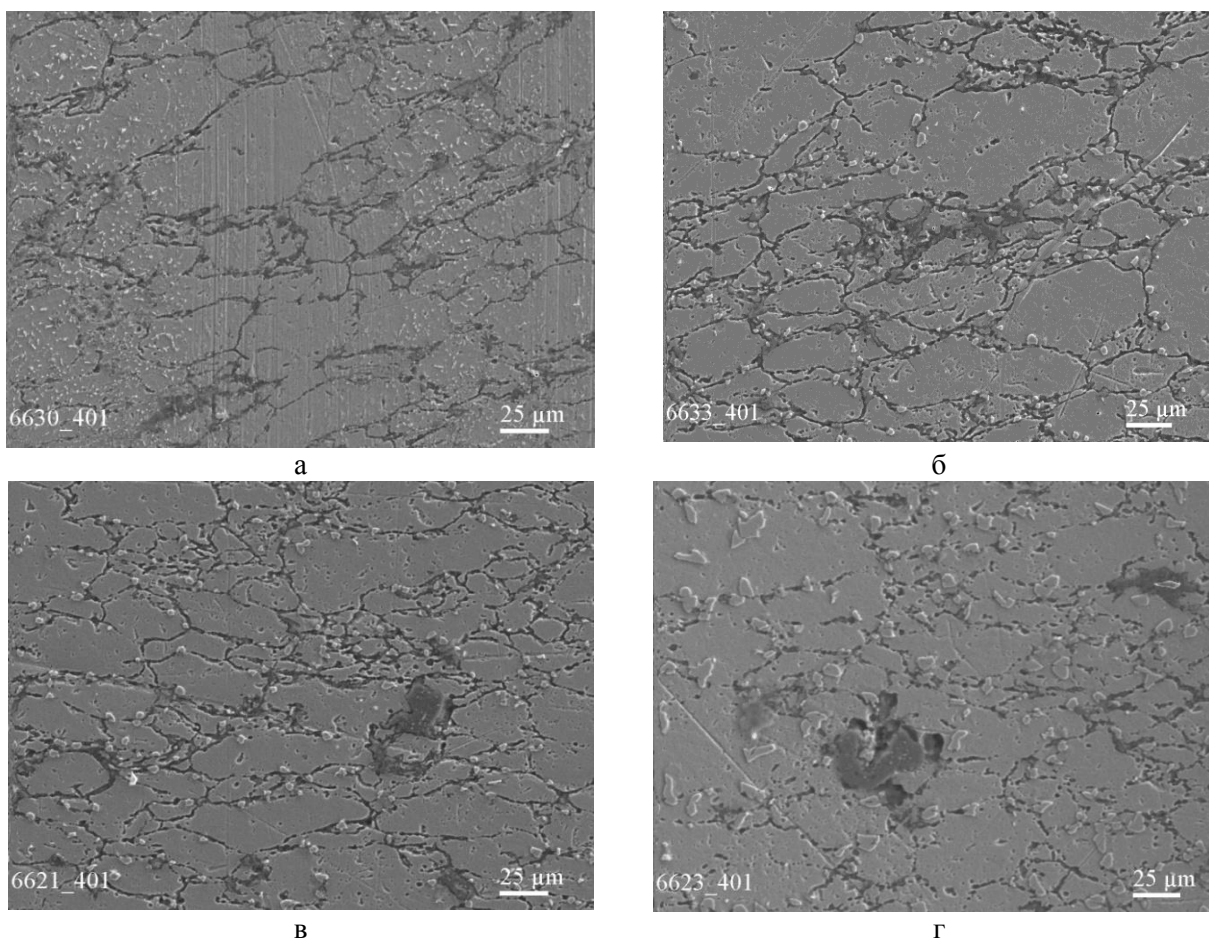


Рис. 4. Микроструктура інтерметаліда Fe–14Al після штамповки при 1150 °С (а) и наступного отжига при температурах 1100 °С (б), 1300 °С (в), 1450 °С (г).

Зменшення удільного електричного опору матеріала в даному випадку може бути пов'язано як з деяким зменшенням пористості, так и з покращенням якості границь, т.е. контакту між частинками. З аналізу структур слідує, що з збільшенням температури отжига досліджуємого матеріала відбувається помітне змінення границь, а саме: в щільній сітці крихких міжчастинних контактів в гарячештампованому інтерметаліде (рис. 4, а) спостерігаються елементи міжчастинного зрощування після отжига при відносно низькій температурі 1100 °С (рис. 4, б), а з підвищенням температури отжига сітка перетворюється

в разрывную, что особенно заметно при отжиге в 1450 °С (рис. 4, г). Необходимо также обратить внимание на то, что границы в штампованном интерметаллиде до и после отжига по-разному вытравились травителем из 10%-го спиртового раствора азотной кислоты, что может указывать на их различное качество и состав примесей на данных границах. Кроме того, на границах между частицами полученного интерметаллида наблюдается присутствие фазы FeAl_2O_4 (большие темные включения) и многочисленные светлые включения карбидной фазы Fe_3AlC_x , рис 4. Причем после отжига при 1450 °С происходит укрупнение карбидных частиц в материале, вследствие чего, возможно, и происходит увеличение удельного электросопротивления. Обращает на себя внимание то, что карбидные частицы при отжиге по режимам I и II (1000 и 1300 °С) имеют соизмеримый размер, что связано с существенно различным временем изотермической выдержки при термообработке – 180 и 10 мин, соответственно.

Однако, высокая плотность и низкое электросопротивление порошкового тела не гарантируют прочной механической связи между частицами в материале. Поэтому достаточно важной для таких материалов является характеристика прочности при изгибе. В табл. 5 представлены результаты испытаний на изгиб образцов исследуемого алюминида железа после штамповки при температурах 1050 и 1150 °С, а также после различной термообработки штампованных образцов.

Таблица 5

Предел прочности при изгибе алюминида железа Fe-14Al после штамповки и последующих отжигов

Температура уплотнения, T °С	Предел прочности при изгибе $\sigma_{\text{изг}}$, МПа			
	Горячая штамповка	Отжиг I	Отжиг II	Отжиг III
1050	792	626	670	1054
1150	527	465	702	1106

Результаты испытаний показывают, что штамповка при температуре 1050 °С позволяет получать образцы с большей прочностью. Снижение прочности образцов штампованных при 1150 °С сложно объяснить однозначно, но образование дефектов, приводящих к разрушению при более низких напряжениях, может быть связано с процессами, происходящими на границах между частицами интерметаллида, где наблюдается сегрегация различных примесей и наличие оксидных фаз, количество которых может быть большим вследствие более высокой температуры нагрева и штамповки. После проведения низкотемпературного отжига по режиму I наблюдается снижение прочности при изгибе образцов для обеих температур штамповки, причиной чего может быть заметное выделение карбидной фазы на границах между частицами (рис. 4 б) при наличии включений и оксидной фазы там же. Фрактографический анализ штампованных и отожженных при 1100 °С образцов показывает, что разрушающая трещина распространяется в основном по границе, как по наиболее слабому структурному элементу, рис. 5 а, б. В случае невозможности магистральной трещины обогнуть особо большие частицы интерметаллида, которые приобрели вытянутую форму, вследствие деформации во время штамповки, происходило их разрушение сколом. Кроме того, на поверхности разрушения наблюдаются трещины и плоские поры на границах между частицами.

Применение кратковременного отжига по режиму II привело к получению образцов с прочностью порядка 700 МПа независимо от температуры штамповки, хотя, в одном случае это можно считать снижением прочности по отношению к штампованным образцам, а, в другом случае, увеличением прочности. Изменение прочности образцов после отжига II также связаны с изменениями в структуре, т.е. с наличием оксидной и выделением карбидной фаз на границах и улучшением межчастичного взаимодействия, в том числе и начальным этапом срастания частиц. Разрушение материала, как и в предыдущих случаях, происходит в основном по границе между частицами, однако наблюдается и увеличение реальной доли разрушения частиц сколом, рис. 5 в.

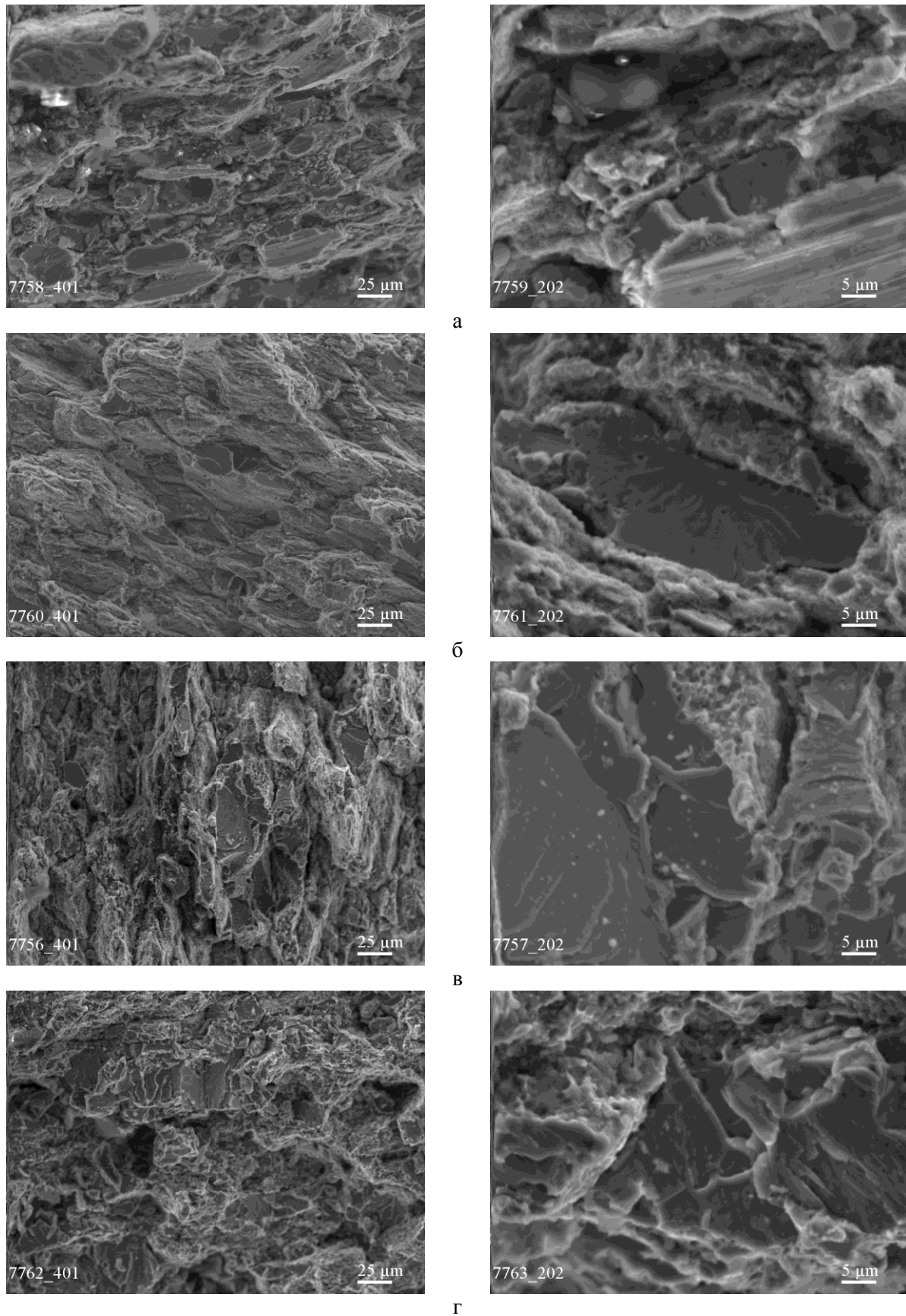


Рис. 5. Поверхность разрушения интерметаллида Fe-14Al после штамповки при 1150 °С (а) и последующего отжига при температурах 1100 °С (б), 1300 °С (в), 1450 °С (г) при разных увеличениях.

Кроме того, на поверхности разрушения наблюдаются как сросшиеся частицы интерметаллида, так и плоские поры между частицами. Если сравнить алюминид железа Fe-14Al синтезированный в аргоне из настоящего исследования и синтезированный в вакууме из работы [8], то прочность при изгибе образцов, полученных синтезом в вакууме с последующей штамповкой составляет 864 МПа, а после их отжига при температурах 1100 и 1300 °С – 756 МПа и 1023 МПа, соответственно. Причиной более низкой прочности образцов, синтезированных в аргоне, является образование в этих образцах некоторого количества оксидной фазы на границах между частицами.

Отжиг штампованных образцов по режиму III при наибольшей температуре 1450 °С позволил достичь и наибольшей прочности при изгибе, составляющей 1060–1100 МПа. В данном случае увеличение прочности связано с изменениями на границах и улучшением качества межчастичного взаимодействия, что выражается в перекристаллизации части границ и срастании частиц интерметаллида. Влияние образующихся на границах оксидных скоплений и карбидных частиц уменьшается из-за прохождения указанных выше процессов перекристаллизации границ и срастания частиц интерметаллида, вследствие чего оксидные и карбидные частицы перемещаются от границы вглубь новообразованного зерна или субзерна. При этом наблюдается и изменение поверхности разрушения образцов отожженных по режиму III по сравнению с предыдущими образцами. Произошло существенное увеличение доли транскристаллитного излома и уменьшение признаков идентификации межчастичных границ, например, в виде плоских пор и трещин, рис. 5 г.

При испытании образцов на изгиб производилась запись диаграммы нагружения усилие–время, впоследствии пересчитанная в координатах напряжение–деформация, по которой можно определить уровень пластической деформации. Как показали результаты испытаний только отожженные при 1450 °С образцы отличались наличием пластической деформации при испытании на изгиб, в то время как штампованный и отожженный после штамповки интерметаллид показывал хрупкое разрушение, рис. 6. Предел текучести образцов после отжига III при деформации 0,01% составил 742 МПа, что близко к пределу прочности штампованного образца не подвергнувшегося термообработке. Предел текучести при деформации 0,2% составил 1096 МПа при пластической деформации образца $\varepsilon=0,22\%$. Появление пластической деформации образцов при испытаниях на изгиб свидетельствует о том, что качество контакта между частицами и прочность границ в материале улучшились после данного вида термообработки.

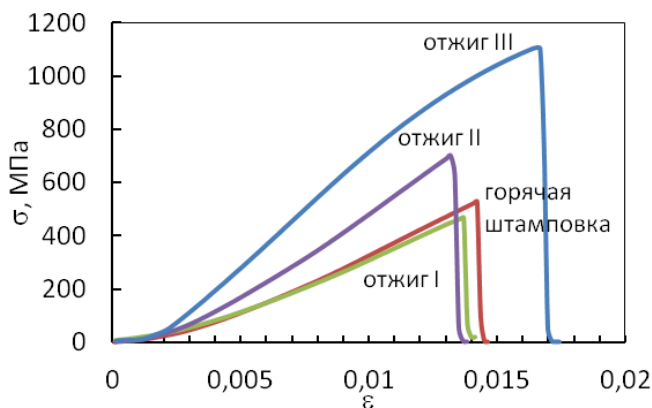


Рис. 5. Диаграммы нагружения при испытании на изгиб интерметаллида Fe₃Al после горячей штамповки при 1150 °С и после различной термообработки штампованных образцов.

Другие исследования по получению интерметаллида из порошковых смесей показывают, что горячее прессование при давлении 20 МПа и температуре 1100 °С с выдержкой 60 мин [10] позволило получить интерметаллид состава Fe–16 мас.%Al с прочностью при изгибе 780 МПа, что практически соответствует прочности исследуемого алюминида железа, полученного штамповкой при таких же температурах. Но в данном случае, по сравнению с горячим прессованием, время операции уплотнения порошкового тела штамповкой исчисляется секундами. В работе [11] показано, что уплотнение осадкой интерметаллида Fe₃Al, которая производилась после СВС процесса, при температурах 960 и 1080 °С и степени деформации 63 и 73%, можно получить образцы с прочностью при изгибе 856 и 1263 МПа, соответственно. Если сравнивать порошковый и литой интерметаллиды, то в работе [12] указывается, что алюминид железа состава Fe–16мас.%Al полученный дуговой плавкой имеет прочность при изгибе 518 МПа.

Другой характеристикой, которая может в какой-то степени оценивать прочность границ и показывает способность структуры материала сопротивляться продвижению трещины, является трещиностойкость. Кроме того, интерметаллиды относятся к материалам с низкой пластичностью

и именно трещиностойкость, в наибольшей степени, описывает поведение хрупких материалов при нагружении. Исследуемый интерметаллид после уплотнения штамповкой при температурах 1050 и 1150 °С показал близкие значения трещиностойкости, что представлено в табл. 6.

Таблица 6

Трещиностойкость алюминиды железа Fe-14Al после штамповки и последующих отжигов

Температура уплотнения, Т °С	Трещиностойкость K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}			
	Горячая штамповка	Отжиг I	Отжиг II	Отжиг III
1050	13,87	14,68	15,43	18,17
1150	13,78	14,28	15,07	17,86

Отжиги штампованных образцов привели к росту трещиностойкости во всех случаях, причем с увеличением температуры термообработки наблюдается и увеличение критического коэффициента интенсивности напряжений, что связано, по нашему мнению, с улучшением межчастичного взаимодействия и прочности границ. Дефекты структуры, которые повлияли на снижение изгибной прочности штампованных образцов оказали влияние и на трещиностойкость. Т.е. исследуемый штампованный алюминид железа уступает по трещиностойкости аналогичному горячепрессованному интерметаллиду из работы [10] – 13,87 МПа·м^{1/2} против 15,9 МПа·м^{1/2}. Но проведение отжигов позволило превысить данный уровень и показать трещиностойкость порядка 18 МПа·м^{1/2}.

Влияние увеличения температуры горячей обработки интерметаллида можно проследить и на характеристике твердости. Изначальное уплотнение штамповкой исследуемого материала, показало, что обработка при более низкой температуре позволяет получать более высокую твердость интерметаллида, табл. 7.

Таблица 7

Твердость по Виккерсу алюминиды железа Fe-14Al после штамповки и последующих отжигов

Температура уплотнения, Т °С	Твердость HV ₁₀ , МПа			
	Горячая штамповка	Отжиг I	Отжиг II	Отжиг III
1050	2745	2612	2372	2386
1150	2603	2468	2353	2342

Дальнейшее проведение отжигов для штампованных образцов приводило к снижению твердости, причем, чем выше температура отжига, тем больше снижалась твердость интерметаллида, с 2603 МПа для штампованного образца при 1150 °С до 2342 МПа после отжига при 1450 °С. Сравнение с другими исследованиями показывает, что твердость по Виккерсу порошкового интерметаллида Fe₃Al после пластической деформации при температурах 960–1080 °С составляет HV₅=2190–2680 МПа [11]. В случае литого интерметаллида Fe₃Al без упрочняющих частиц, твердость по Виккерсу по данным работ [13, 14] составляет 2300–2350 МПа, после горячей прокатки литого интерметаллида его твердость повышается до 2800 МПа, а после отжига твердость составляет HV₁=2550 МПа [14]. Из приведенного сравнения следует, что твердость исследуемого алюминиды железа, отожженного при 1450 °С, соответствует твердости литого интерметаллида.

Таким образом, штамповка порошкового интерметаллида Fe₃Al позволяет получать плотный беспористый материал при пониженных температурах, обладающий комплексом механических характеристик, превышающие такие же характеристики литого аналога алюминиды железа. Дополнительная термообработка уплотненного штамповкой интерметаллида при более высокой температуре позволяет поднять прочностные свойства материала при некотором снижении твердости. При этом необходимо обратить внимание на образование в структуре материала оксидной и карбидной фаз, которые, находясь на границах между частицами, являются дефектами структуры и могут приводить к некоторому снижению прочности. Применение высокотемпературного отжига позволяет в некоторой степени снизить влияние указанных

дефектов структуры из-за перемещения карбидных и оксидных частиц вглубь субзерен, вследствие перекристаллизации границ и срастания частиц.

Выводы.

1. Синтез интерметаллида из порошков железа и алюминия в аргоне привел к образованию в структуре материала оксидных включений на границах между частицами, что является дефектом структуры.

2. Термообработка штампованного алюминида железа приводит к выделению в составе интерметаллида карбидной составляющей Fe_3AlC_x . При этом отжиг при 1100 °С в течение 180 мин и отжиг при 1300 °С в течение 10 мин привели к образованию соизмеримых по размерному фактору карбидных частиц. Высокотемпературный отжиг при 1450 °С в течение 10 мин привел к выделению более крупных частиц карбидной фазы, перекристаллизации границ и срастания частиц.

3. Горячая штамповка порошковой заготовки интерметаллида при температурах 1050 и 1150 °С приводит к получению материала с низкой пористостью и удельным электросопротивлением. Отжиги штампованных образцов позволяют уменьшить удельное электросопротивление с 142 до 128 мкОм·см и увеличить качество межчастичного взаимодействия. Наибольшая прочность при изгибе штампованных образцов достигается после отжига при 1450 °С и составляет 1106 МПа.

Список использованных источников:

1. Liu C. T., George E. P., Maziasz P. J., Schneibel J. H. Recent advances in B2 iron aluminide alloys: deformation, fracture and alloy design // Mater. Sci. Eng. A – 1998. – Vol. 258. – P. 84–98.
2. Deevi S. C., Sikka V. K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // Intermetallics. – 1996. – Vol. 4. – P. 351–315.
3. Y. D. Huang, W. Y. Yang, Z. Q. Sun. Effect of thermomechanical processes on room-temperature mechanical properties of Fe_3Al -based alloys // Journal of Materials Science Letters. – 1998. – Vol. 17. – No.1. – P. 1781 – 1784.
4. He Q., Jia C., Meng J. Influence of iron powder particle size on the microstructure and properties of Fe_3Al intermetallics prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering // Materials Science and Engineering A. – 2006. – Vol. 428. – P. 314–318.
5. Wang J., Xing J., Qiu Z., Zhi X., Cao L. Effect of fabrication methods on microstructure and mechanical properties of Fe_3Al -based alloys // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 488. – P. 17–122.
6. Hendrickson A. A., Machmeier P. M., Smith D. W. Impact forging of sintered steel preforms // Powder Metallurgy. – 2000. – Vol.43. – No.4. – P.327–344.
7. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. В 3-х т.: Т.1/ М.:Машиностроение, 1996. – С. 144–148.
8. G. A. Baglyuk, A. I. Tolochin, A. V. Tolochina, R. V. Yakovenko, A. N. Gripachevckii, M. E. Golovkova // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2016. – Vol. 55. – P.297 – 305.
9. Liu C. T., Stiegler J. O. Ordered Intermetallics. Properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials. Metals handbook. 10th ed. Ohio: ASM International; 1990.
10. Peng L.M., Li H., Wang J.H., Gong M. High strength and high fracture toughness ceramic-iron aluminide (Fe_3Al) composites // Materials Letters. – 2006. – Vol. 60. – P.883– 887.
11. Szczepanik S., Godlewska E., Mania R. Materiały Fe-Al otrzymane z proszków // Kompozyty (Composites). – 2002. Vol. 2 (4). – P. 242–248.
12. Torun O., Celikyurek I., Baksan B. Friction welding of cast Fe-28Al alloy // Intermetallics. – 2011. – Vol. 19. – P. 1076–1079.
13. Alman D. E., Hawk J. A., Tylczak J. H., Dogan C. P., Wilson R. D. Wear of iron-aluminide intermetallic-based alloys and composites by hard particles // Wear. – 2001. – Vol. 251. – P. 875–884.
14. Пат. США US5346562 // Method of Production of Iron Alumimde Materials // Batawi E., Peters J. Publ. Sep. 13, 1994.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 621.793;669.8;621.762;669.018.45;532.696.1

О.П. Уманський¹, О.М. Полярус¹, В.М. Кисиль¹, О.У. Стельмах², Ю.І. Євдокименко¹

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України¹

Національний авіаційний університет²

ВПЛИВ СКЛАДУ МАТЕРІАЛУ, А ТАКОЖ РОЗМІРУ АБРАЗИВУ НА ТЕРМОЕРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДУ NiAl

Досліджено вплив складу матеріалу і розміру абразивних частинок на термоерозійну стійкість композиційних матеріалів на основі інтерметаліду NiAl. Вивчено структуру матеріалів після випробувань, встановлений механізм зношування. Показано, що найбільш інтенсивно процес зношування протікає при випробуванні сталевих зразків. Найбільш високі значення зносостійкості показали розроблені композиційні матеріали системи NiAl-CrB₂. Також показано, що зменшення розміру абразиву в усіх випадках призводить до зниження інтенсивності зношування матеріалів, а інтенсивність пошкоджуваності композиту, що містить 45% CrB₂ є мінімальною.

Ключові слова: композиційні матеріали, інтерметалід, NiAl, термоерозійні випробування, газоабразивний знос, структура, інтенсивність зношування.

А.П. Уманский, Е.Н. Полярус, В.М. Кисиль, А.У. Стельмах, Ю.И. Евдокименко

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МАТЕРИАЛА, А ТАКЖЕ РАЗМЕРА АБРАЗИВА НА ТЕРМОЭРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА NiAl

Исследовано влияния состава материала и размера абразивных частиц на термоэрозионную стойкость композиционных материалов на основе интерметаллида NiAl. Изучена структура материалов после испытаний, установлен механизм изнашивания. Показано, что наиболее интенсивно процесс изнашивания протекает при испытании стальных образцов. Наиболее высокие значения износостойкости показали разработанные композиционные материалы системы NiAl-CrB₂. Также показано, что уменьшение размера абразива во всех случаях приводит к снижению интенсивности изнашивания материалов, а интенсивность повреждаемости композита, содержащего 45% CrB₂ минимальная.

Ключевые слова: композиционные материалы, интерметаллид NiAl, термоэрозионные испытания, газоабразивный износ, структура, интенсивность изнашивания.

O. Umanskyi, O. Poliarus, V. Kysil, O. Stelmah, Yu. Evdokimenko

INFLUENCE OF MATERIAL COMPOSITION AND ABRASIVE SIZE ON THE THERMAL EROSION RESISTANCE OF COMPOSITES BASED ON NiAl INTERMETALLIC

The influence of the material composition and the abrasive particles size on the NiAl-based composite materials thermal erosion resistance is studied. The materials structure after tests has been studied; the wear mechanism has been established. It is shown that the wear process is most intensive during the steel samples testing. The highest values of wear resistance were shown by the developed composite materials of the NiAl-CrB₂ system. It is also shown that a decrease in the abrasive particles size in all cases leads to a decrease in the wear rate of materials, and the damage rate of the composite containing 45% CrB₂ is minimal.

Keywords: composite materials, NiAl-intermetallic, thermo-erosion testing, gas-abrasive wear, structure, wear rate.

Постановка проблеми. Розробка нових конструкційних матеріалів з підвищеними експлуатаційними характеристиками являється основною задачею галузі аерокосмічного матеріалознавства.

Найбільше увагу приділяється створенню жаростійких матеріалів для захисту деталей гарячого тракту ГТД від високотемпературного окислення. Широке застосування в цій області знайшли литі сплави на основі нікеля (ЖС 26, ЖС 32), а також інтерметаліди (NiAl, Ni₃Al) [1, 2].

Враховуючи це слід звернути увагу на те, що в процесі експлуатації робочі лопатки ГТД, крім високотемпературного окислення, піддаються і ерозионному впливу різними абразивними частинками, а також продуктами сгорання.

Актуальною є задача створення нових композиційних матеріалів, які б мали в собі, крім жаростійкості, стійкість до абразивного зношування в умовах високих температур. Матеріалами, які мають такий комплекс властивостей, можуть бути розроблені в ІПМ композити на основі інтерметаліда NiAl, упрочнені тугоплавкими частинками CrB₂, TiB₂, ZrB₂ [3-9]

Метою даної роботи було дослідження впливу складу матеріалу і розміру абразивних частинок на термоерозійну стійкість композитів на основі інтерметаліда NiAl.

Экспериментальная часть. Термоабразивные испытания проводили в высокоскоростной струе продуктов сгорания, несущей частицы абразива, генерируемой сверхзвуковым двухфазным горелочным устройством ГВО-2М с диаметрами критического и выходного сечений 11 мм и 15 мм соответственно, работающим на топливной паре керосин-воздух. Давление в камере сгорания устройства было 0,8 МПа при коэффициенте избытка окислителя – $\alpha = 1,5$. Дистанция от среза сопла до поверхности образца составляла 190 мм. Натекание струи было под углом 90° к поверхности. Испытания проводили путем многократного перемещения пакета образцов через пятно воздействия двухфазного высокоскоростного потока со скоростью 75 мм/с. Все четыре образца испытывали одновременно одним пакетом, чтобы обеспечить идентичность условий эксперимента. Для избегания краевых эффектов по краям пакета устанавливались дополнительные пластины того же размера. Температура поверхности образцов в момент нахождения в пятне воздействия измерялась пирометром INFRATHERM Converter IGA 100 (IMPAC Electronic GmbH, ФРГ (диапазон измеряемых температур 350...1800 °С, длина волны $\lambda=1,45...1,8 \mu\text{м}$) с частотой 1 Гц. В испытаниях в качестве абразива был использован порошок карбид кремния SiC дисперсностью (–500+250) и (–125+80) мкм.

В качестве материалов для проведения исследований использовали сплав ЖС 26, нержавеющую сталь 12X18Н10Т, композиты системы NiAl-CrB₂. Образцы представляли собой параллелепипеды. Для установления влияния количества добавок диборида хрома в NiAl на характеристики высокотемпературной эрозионной стойкости из горячепрессованных при T=1350 °С компактных композиционных материалов NiAl-15 (45) вес.% CrB₂ были изготовлены образцы размерами 5*10*25 (мм)

Потерю массы при термоэрозионных испытаниях оценивали весовым методом в граммах на лабораторных весах ВЛР-200 с точностью $\pm 0,5$ мг. Микроструктуру образцов после испытаний исследовали с помощью растрового электронного микроскопа РЕМ–106 И.

Результаты и обсуждение Проведенные исследования показали (рис. 1), что наиболее интенсивно процесс изнашивания протекает при испытании стальных образцов. Потеря массы образцов составила 0,73 г при использовании абразива размером (–500+250) мкм и 0,52 г при использовании абразива (–125+80) мкм. Интенсивность изнашивания сплава ЖС 26 несколько меньше по сравнению со сталью и составляет 0,52 г и 0,35 г соответственно.

Наиболее высокие значения износостойкости показали разработанные композиционные материалы системы NiAl-CrB₂. Причем, для этих материалов наблюдается следующая тенденция: с увеличением объема тугоплавких включений снижается интенсивность изнашивания. Так, для композиционного материала содержащего 15% вес.% CrB₂ величины изнашивания составляют 0,41 г при абразиве размером (–500+250) мкм и 0,26 г при абразиве (–125+80) мкм, а для композита NiAl-15 (45) вес.% CrB₂ – 0,28 г и 0,17 г соответственно.

В целом, величина износа разработанных композиционных материалов в 1,5-2 раза меньше по сравнению со стальным образцом и сплавом ЖС 26.

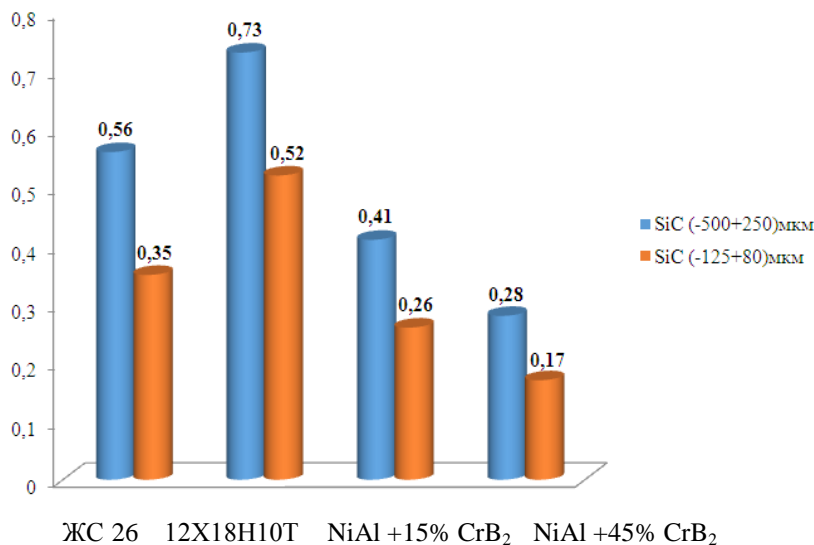


Рис. 1. - Интенсивность изнашивания материалов после высокотемпературного газоабразивного износа (T=500°C, абразив SiC (–500+250) и (–125+80) мкм, угол атаки $\Theta=90^\circ$)

Результаты интенсивностей изнашивания подтверждаются металлографическими исследованиями. Микроструктура материалов после испытаний состоит из матрицы, которая соответствует исходным образцам и включений частиц абразива (рис.2-4).

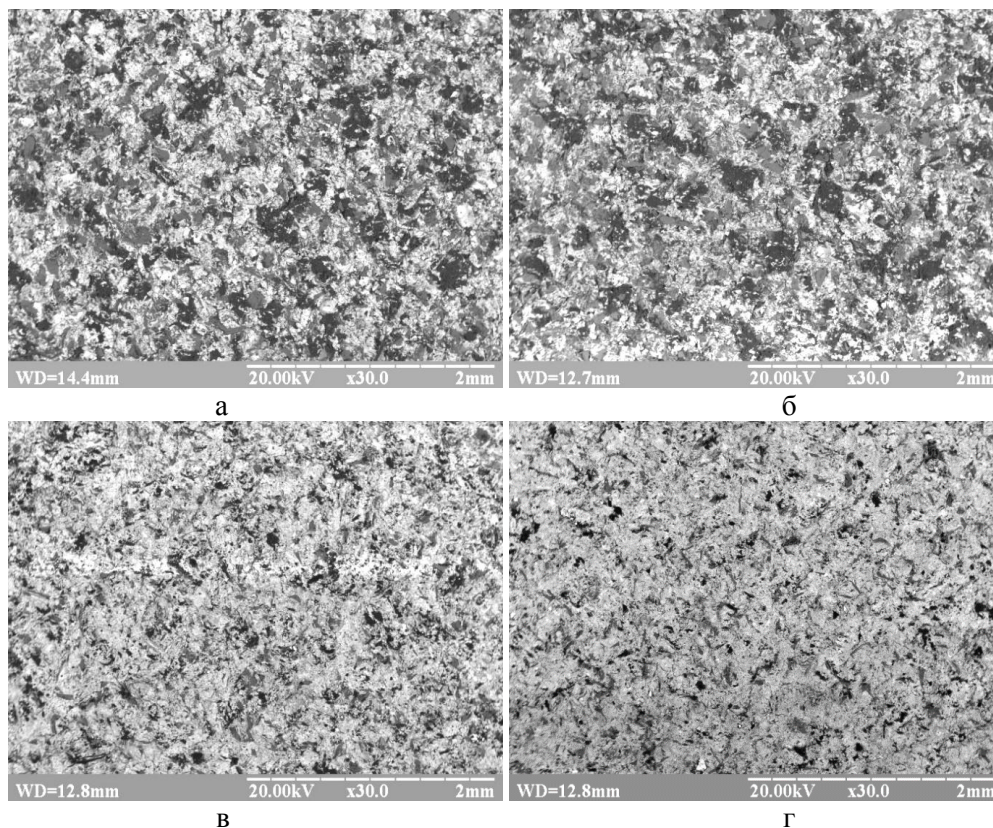


Рис. 2. - Микроструктура поверхностей материалов после высокотемпературного газоабразивного износа ($T=500^{\circ}\text{C}$, абразив SiC (-500+250) мкм, угол атаки $\Theta=90^{\circ}$): а – нержавеющая сталь 12X18H10T; б – сплав ЖС 26; в – г/п КМ NiAl +15% CrB₂; г – г/п КМ NiAl +45% CrB₂

На представленных структурах образцов после испытаний абразивом (-500+250) мкм (рис.2-3) отчетливо видны темно-серые включения абразивных частиц карбида кремния, внедренных в поверхность материалов. Прослеживается корреляция между количеством внедренных абразивных частиц и результатами интенсивности изнашивания соответствующих материалов: таких включений (темно-серой фазы) в испытанных сплавах ЖС 26 и 12X18H10T значительно больше, чем в разработанных композитах.

Следует также отметить и тот факт, что структуры материалов после испытаний отличаются не только количеством включений, но и их размерами (рис. 2-3). Сплавы ЖС 26 и 12X18H10T после испытаний имеют идентичную структуру, для которой характерно внедрение крупных частиц карбида кремния в пластичную матрицу (рис.3). Размер таких включений варьируется от 60 до 160 мкм. Согласно МРСА на поверхности исследуемых сплавов фиксируются 2 основные фазы: на основе железа (рис.3-а, фаза 1) и SiC (рис.3-а, фаза 2) – для стального образца и фазы на основе никеля (рис.3-б, фаза 3) и SiC (рис.3-а, фаза 2) – для сплава ЖС 26. Также обнаружены участки скопления продуктов сгорания и износа в виде оксидов (рис.3-а, фаза 4).

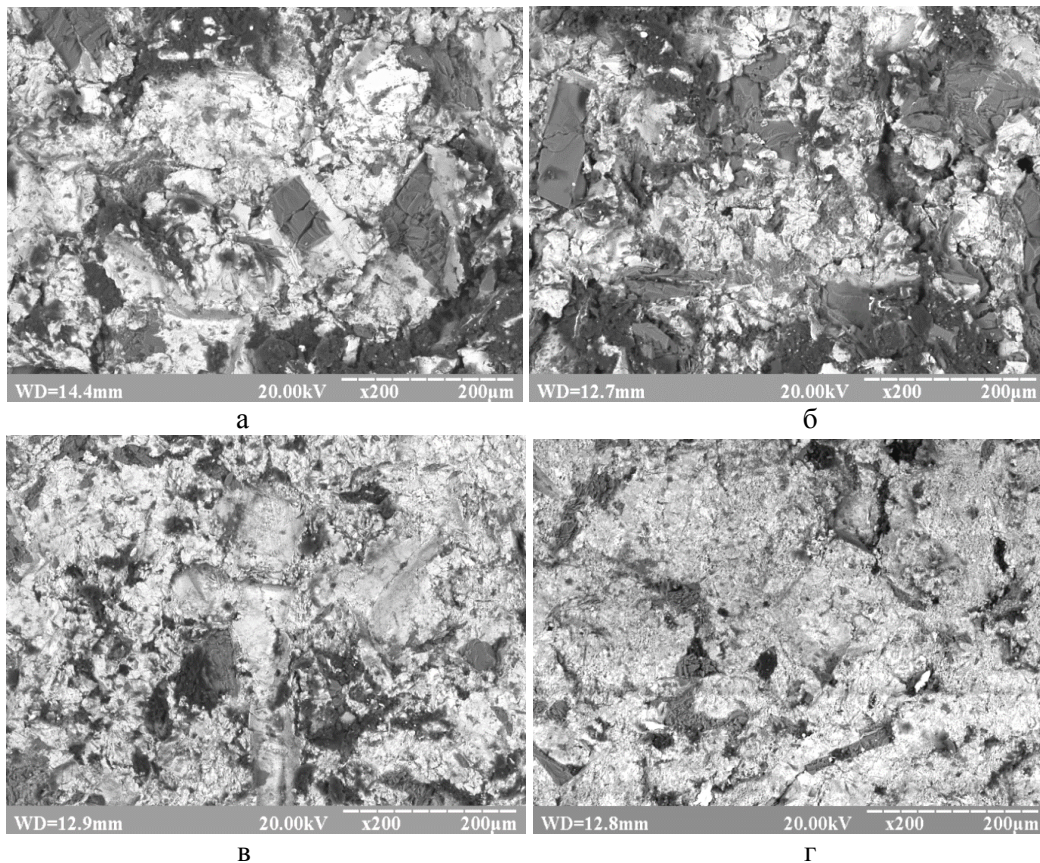
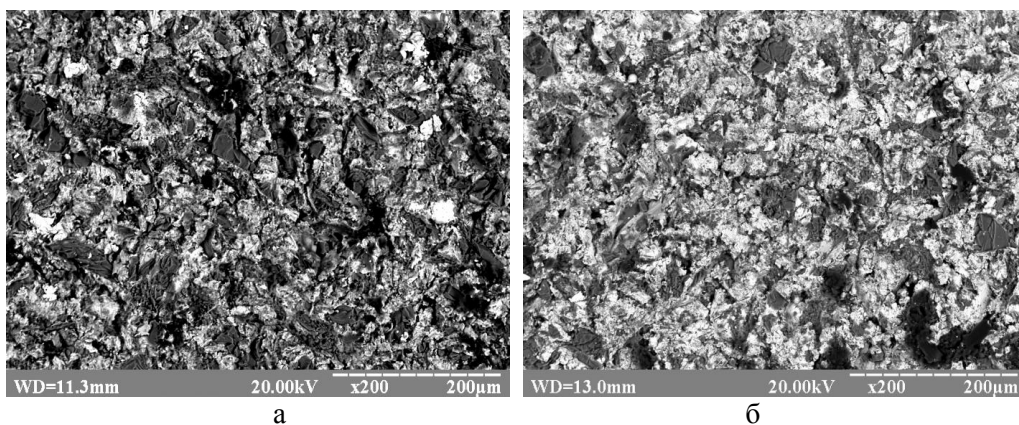


Рис. 3. - Микроструктура и результаты МРСА поверхностей материалов после высокотемпературного газоабразивного износа ($T=500^{\circ}\text{C}$, абразив SiC ($-500+250$ мкм), угол атаки $\Theta=90^{\circ}$): а – нержавеющая сталь 12X18H10T; б – сплав ЖС 26; в – г/п КМ $\text{NiAl} +15\% \text{CrB}_2$; г – г/п КМ $\text{NiAl} +45\% \text{CrB}_2$

Для разработанных композиционных материалов $\text{NiAl} +15\% \text{CrB}_2$ и $\text{NiAl} +45\% \text{CrB}_2$ наблюдается внедрение значительно меньшего количества частиц абразива, а их размер составляет 20-80мкм.

После испытаний образцов в двухфазном высокоскоростном потоке с использованием абразива размером ($-125+80$) мкм (рис.4) наблюдается такая же тенденция деградации поверхности в ряду «металлический сплав \rightarrow композит $\text{NiAl} +15\% \text{CrB}_2 \rightarrow$ композит $\text{NiAl} +45\% \text{CrB}_2$ », как и при испытании абразивом ($-500+250$) мкм.

Уменьшение размера абразива во всех случаях приводит к снижению интенсивности изнашивания материалов (рис.1), а интенсивность повреждаемости композита, содержащего 45% CrB_2 минимальная (рис.4).



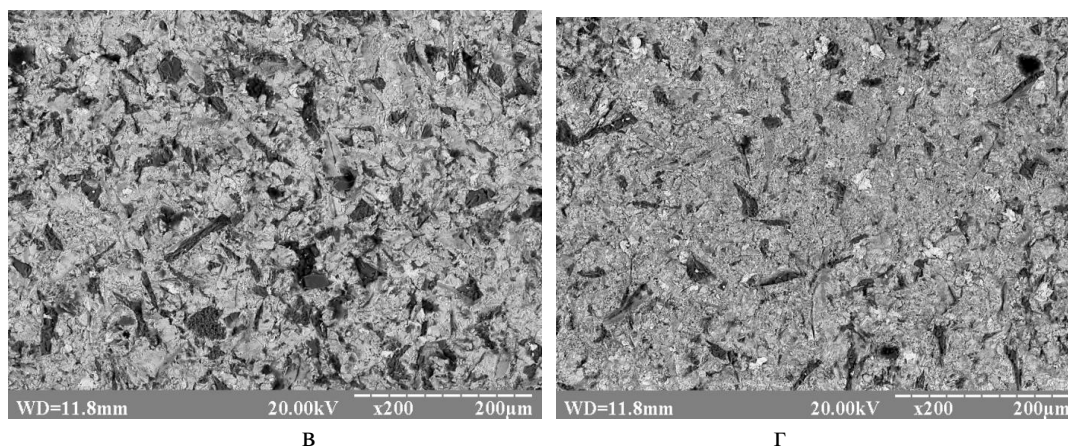


Рис. 4. - Микроструктура поверхностей материалов после высокотемпературного газоабразивного износа ($T=500^{\circ}\text{C}$, абразив SiC ($-125+80$ мкм), угол атаки $\Theta=90^{\circ}$): а – нержавеющая сталь 12X18H10T; б – сплав ЖС 26; в – г/п КМ NiAl +15% CrB₂; г – г/п КМ NiAl +45% CrB₂

Механизм изнашивания никелевого сплава и стали можно описать следующим образом: под воздействием потока абразивных частиц карбида кремния наблюдается эрозия материалов ЖС 26 и 12X18H10T соответственно. Кроме того, за счет высокой кинетической энергии абразива, а также действия высоких температур, частицы SiC внедряются в пластичную матрицу. При многократном проходе потока твердых абразивных частиц по поверхности происходит их частичное разрушение и выкрашивание. Совокупность этих процессов приводит к существенной потере массы и, как следствие, к более высокой интенсивности износа (рис.1).

В отличие от материалов ЖС 26 и 12X18H10T, внедрение частиц карбида кремния в поверхность композиционных материалов NiAl +15% CrB₂ и NiAl +45% CrB₂ значительно меньше за счет наличия тугоплавких включений. Наличие боридных зерен препятствует внедрению абразивных частиц в материал при их столкновении с поверхностью композита.

Структурные исследования показали, что внедрение абразивных частиц SiC происходит на тех участках поверхности, где, из-за локальной сегрегации, отсутствуют боридные зерна, то есть абразивные частицы могут внедряться в NiAl между боридными включениями.

Очевидным в этом случае является то, что композиты, содержащие большее количество боридных зерен (45%) содержат значительно меньше включений карбида кремния, а износостойкость такого материала самая высокая.

Выводы. В статье исследовано влияния состава материала и размера абразивных частиц на термоэрозионную стойкость композитов на основе интерметаллида NiAl. Показано, что наиболее интенсивно процесс изнашивания протекает при испытании стальных образцов. Наиболее высокие значения износостойкости показали разработанные композиционные материалы системы NiAl-CrB₂. Также показано, что уменьшение размера абразива во всех случаях приводит к снижению интенсивности изнашивания материалов.

Установлено, что величина износа разработанных композиционных материалов в 1,5-2 раза меньше по сравнению со стальным образцом и сплавом ЖС 26. При этом интенсивность повреждаемости композита, содержащего 45% CrB₂ минимальная.

Список использованных источников:

1. П.Д. Жеманюк, В.В. Клочихин, Н.А. Лысенко, В.В. Наумик. Структура и свойства литых лопаток авиационных двигателей из жаропрочного никелевого сплава ЖС26-ВИ после горячего изостатического прессования // Вестник двигателестроения. – №1. – 2015. – С. 139-146.
2. В. П. Бунтушкин, О.А. Базылева, В.И. Буркина. Высокотемпературные жаропрочные сплавы на основе интерметаллида Ni₃Al для деталей горячего тракта ГТД // Авиационная промышленность. – №2. – 2007.
3. Уманский А. П., Полярус Е. Н., Костенко А.Д., Украинец М.С. Влияние добавок тугоплавких боридов на механизмы изнашивания плазменных покрытий на основе интерметаллида NiAl // Проблемы трибологии. – 2014. – № 1. – С. 46-52.

4. Уманский А. П., Полярус Е. Н., Украинец М. С., Капитанчук Л. М. Структура и триботехнические характеристики композиционных материалов и покрытий из них на основе системы NiAl-CrB₂ // Порошковая металлургия. – 2015. – № 1/2. – С. 65-73.
5. Уманский А. П., Полярус Е. Н., Украинец М. С., Марценюк И. С., Субботин В. И. Исследование структуры, физико-химических свойств и триботехнических характеристик композиционных материалов системы NiAl-ZrB₂ // Сверхтвердые материалы. – 2015. – № 4. – С. 53-62.
6. O. Umanskyi, O. Poliarus, M. Ukrainets, M. Antonov. Physical-Chemical Interaction in NiAl-MeB₂, Systems Intended for Tribological applications // Welding Journal. – July 2015. – P. 225-230.
7. М. С. Українець, О. П. Уманський, О. М. Полярус, О. В. Кущев, О. У. Стельмах. Вплив температури випробувань на триботехнічні характеристики композиційних покриттів системи NiAl-CrB₂ // «Наукові нотатки». – 2013. – № 41. – Ч. 2. – С. 206-212.
8. А. П. Уманский, Е. Н. Полярус, М. С. Украинец, А. Г. Довгаль, Л. М. Капитанчук, В. И. Субботин. Исследование структуры и свойств композиционных материалов и покрытий из них на основе системы NiAl-TiB₂ // Авиационно-космическая техника и технология. – 2013. – № 10 (107). – С. 20-24.
9. O. Umanskyi, O. Poliarus, M. Ukrainets, I. Martsenyuk. Effect of ZrB₂, CrB₂ and TiB₂ Additives on the Tribological Characteristics of NiAl-Based Gas-thermal Coatings // Key Engineering materials. Vol. 604 (2014). – P. 20-23.

Рецензенты:

Тамаргазин А.А., зав.кафедры технологий аэропортов НАУ, д.т.н., проф;

Коновал В.В., с.н.с. Института проблем материаловедения НАН Украины, к.т.н., с.н.с.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017

УДК 621.746:669.2.8

А.П. Уманский¹, М.С. Стороженко¹, А.У. Стельмах², А.Д.Костенко¹¹Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины²Национальный авиационный университет**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ TiB₂-(Fe-13 мас.% Mo)**

Для исследования влияния соотношения тугоплавкой и металлической фаз на закономерности структурообразования композиционных материалов системы TiB₂-(Fe-13мас.% Mo) в работе методом спекания в вакууме получали образцы с 20, 40, 60, 80 мас.% (Fe-13мас.% Mo). Структура разработанных композиционных материалов состоит из зерен диборида титана, включений сложных боридов Mo₂FeB₂ и твердого раствора на основе железа. Композиционные материалы с 20-40 мас.% металлической фазы характеризуются каркасной структурой. С увеличением содержания металлической фазы в материале до 60 – 80% происходит изменение структуры от каркасного до матричного типа. Выявлено, что структура композиционных материалов с 40 и 60 мас.% металлической фазы обеспечивает высокую износостойкость в условиях трения скольжения без смазки.

Ключевые слова: диборид титана, железо, молибден, композиционный материал, структура, износостойкость.

Форм. 1. Рис. 3. Лит. 8

О.П. Уманський¹, М.С. Стороженко¹, О.У. Стельмах², О.Д. Костенко¹¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України²Національний авіаційний університет**ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СКЛАДУ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ TiB₂-(Fe-13 мас.% Mo)**

Для дослідження впливу співвідношення тугоплавкої та металевої фаз на особливості формування структури композиційних матеріалів системи TiB₂-(Fe-13мас.% Mo) в роботі методом спікання в вакуумі отримували зразки з 20, 40, 60, 80 мас.% (Fe-13мас.% Mo). Структура композиційних матеріалів складається з зерен дибориду титану, включень складних боридів Mo₂FeB₂ і твердого розчину на основі заліза. Композиційні матеріали, які містять 20-40 мас.% (Fe-13мас.% Mo) характеризуються каркасною структурою. Зі збільшенням вмісту кількості металевої фази в матеріалі до 60 – 80 мас.% формується матрична структура. Виявлено, що структура композиційних матеріалів з 40 і 60 мас.% металевої фази забезпечує високу зносостійкість в умовах тертя ковзання без мастила.

Ключові слова: диборид титану, залізо, молибден, композиційний матеріал, структура, зносостійкість.

Форм. 1. Рис. 3. Лит. 8

O.P. Umanskyi¹, M.S. Storozhenko¹, O.U. Stelmach², O.D. Kostenko¹¹Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, National Academy of Science of Ukraine²National Aviation University**STRUCTURE FORMATION OF TiB₂-(Fe-13 wt.% Mo) COMPOSITE MATERIALS**

In order to investigate the effect of refractory compound and metal phase content on the structure of composite materials of TiB₂-(Fe-13мас.% Mo) system the samples with 20, 40, 60, 80 wt.% of metal phase were sintered in vacuum. The structure of composite materials includes titanium diboride grains, complex boride grains Mo₂FeB₂ and iron-based solid solution. The composite materials with 20-40 wt.% of metal phase have heterogeneous carcass structure. The increase of metal phase content up to 80% leads to the formation of matrix structure. The structure of composite materials with 40 and 60 wt.% of metal phase provides high wear-resistance under dry sliding friction due to the realization of mechanical-chemical wear mechanism.

Key words: titanium diboride, iron, molybdenum, composite material, structure, wear-resistance.

Постановка проблемы. В области упрочняющих технологий большое внимание уделяется разработке новых металлокерамических материалов на основе тугоплавких соединений для нанесения износостойких покрытий, способных работать в условиях высоких механических нагрузок и скоростей. В промышленности широкое применение получили композиционные материалы на основе карбида вольфрама, которые обладают высокой износостойкостью и прочностью. Однако материалы на основе карбида вольфрама имеют и ряд недостатков: низкая стойкость против окисления при высоких температурах, большой удельный вес, а также дефицитность и дороговизна вольфрама.

Поэтому в настоящее время существует необходимость в разработке новых недефицитных износостойких композиционных материалов и покрытий для экстремальных условий эксплуатации. В качестве износостойкой составляющей таких материалов перспективными являются тугоплавкие соединения титана: карбид, борид, нитрид, и др., которые характеризуются высоким уровнем физико-химических и механических свойств [1]. В качестве металлической

составляющей для композиционных материалов целесообразно использовать пластичные сплавы на основе железа, никеля, меди [2].

В Институте проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины были разработаны материалы системы $TiB_2-(Fe-Mo)$. В результате исследования закономерностей смачивания и контактного взаимодействия в системах $TiB_2-Fe/(Fe-Mo)$, установлено, что в качестве металлической связки для новых композиционных материалов на основе диборида титана целесообразно использовать сплав $Fe-13\text{мас.}\%Mo$ [3-6]. Система $TiB_2-(Fe-13\text{мас.}\%Mo)$ характеризуется нулевыми углами смачивания, а в процессе взаимодействия между тугоплавкой и металлической фазами образуются сложные бориды молибдена и железа.

На формирование структуры и на износостойкость композиционных материалов на основе тугоплавких соединений титана влияет не только фазовый состав исходных материалов, но и соотношение количества тугоплавкой и пластичной металлической фазы.

Цель статьи: исследование влияния соотношения тугоплавкой и металлической фаз на особенности формирования структуры композиционных материалов системы $TiB_2-(Fe-13\text{мас.}\%Mo)$.

Методики и материалы. Для проведения исследований получали образцы композиционных материалов системы $TiB_2-(Fe-13\text{мас.}\%Mo)$ с 20, 40, 60, 80 мас. % металлической фазы: ТБФМ20, ТБФМ40, ТБФМ60, ТБФМ80. Исходными материалами для получения композиционных материалов служили порошки диборида титана (ТУ 6-09-03-7-75), железа (ГОСТ 9879-74) и молибдена (ГОСТ 5909-79) производства Донецкого завода химреактивов. Размол и смешивание исходных порошков в заданных пропорциях проводили в планетарной мельнице САНД при соотношении массы порошка и шаров 1:3 в течении 4 часов. Полученную шихту брикетировали на прессе, а затем спекали в вакуумной печи СВШ при температуре 1570 °С.

Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3 путем вдавливания алмазной пирамиды в полированную поверхность шлифа при нагрузке 0,5 Н. Триботехнические испытания проводили на машине трения МТ-68 [7] по схеме вал-вкладыш при нагрузке 2 МПа и скорости 4 м/с в паре с контртелом из закаленной стали 65Г.

Структуру композитных материалов и поверхностей трения исследовали на электронном микроскопе РЕМ-106 и JEOL-9500FS.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Структура композиционного материала ТБФМ20 на основе диборида титана с 20% металлической связки $Fe-13\text{мас.}\%Mo$ состоит из черных зерен диборида титана размером 5 – 10 мкм (рис.1а, табл. 1, спектр 1), между которыми распределена металлическая связка на основе железа (рис.1а, табл. 1, спектр 2). В сплаве на основе железа содержится до 2 мас.% молибдена и титана. В структуре композиционного материала также были обнаружены локальные включения фазы белого цвета, которые содержат молибден (64.6%), железо (21.2%), бор (10.2%) и титан (4.2%) (рис.1а, табл.1, спектр 3). Микротвердость таких включений составляет 20 – 21 ГПа, а размер достигает 30–50 мкм. По химическому составу и микротвердости данная фаза была идентифицирована как сложный борид Mo_2FeB_2 , легированный титаном [8]. Следует отметить неоднородность структуры композиционного материала ТБФМ20: в структуре присутствуют конгломераты зерен диборида титана, между которыми отсутствует металлическая связка.

Структура композиционных материалов ТБФМ с 40 мас. % металлической связки $Fe-13\text{мас.}\%Mo$ подобна структуре композита ТБФМ20, однако характеризуется более равномерным распределением компонентов (Рис. 1б). При увеличении содержания металлической фазы в композиционном материале ТБФМ до 60 – 80 мас. % происходит формирование гетерофазной структуры матричного типа: в металлической матрице на основе железа распределены включения упрочняющих фаз (Рис. 1в-г). Размер черных зерен диборида титана (Рис 1в, табл.1, спектр 4) составляет 6 – 10 мкм, что соответствует их исходному размеру. Включения белого цвета по химическому составу соответствуют сложным боридам Mo_2FeB_2 (рис.1, табл. 1, спектр 5). В структуре ТБФМ60 и ТБФМ80 имеют правильную форму, их размер составляет 10 – 15 мкм, микротвердость – 20 – 22 ГПа. Следует также отметить, что в структуре композиционных материалов ТБФМ60 и ТБФМ80 включения сложных боридов Mo_2FeB_2 размещены более равномерно по сравнению с композитами ТБФМ20 и ТБФМ40. В результате образования сложных боридов Mo_2FeB_2 происходит уменьшение содержания молибдена в связке с 13 мас.% (исходный сплав) до 1,5 мас.% (табл 1). В металлической матрице композиционных материалов ТБФМ60 и

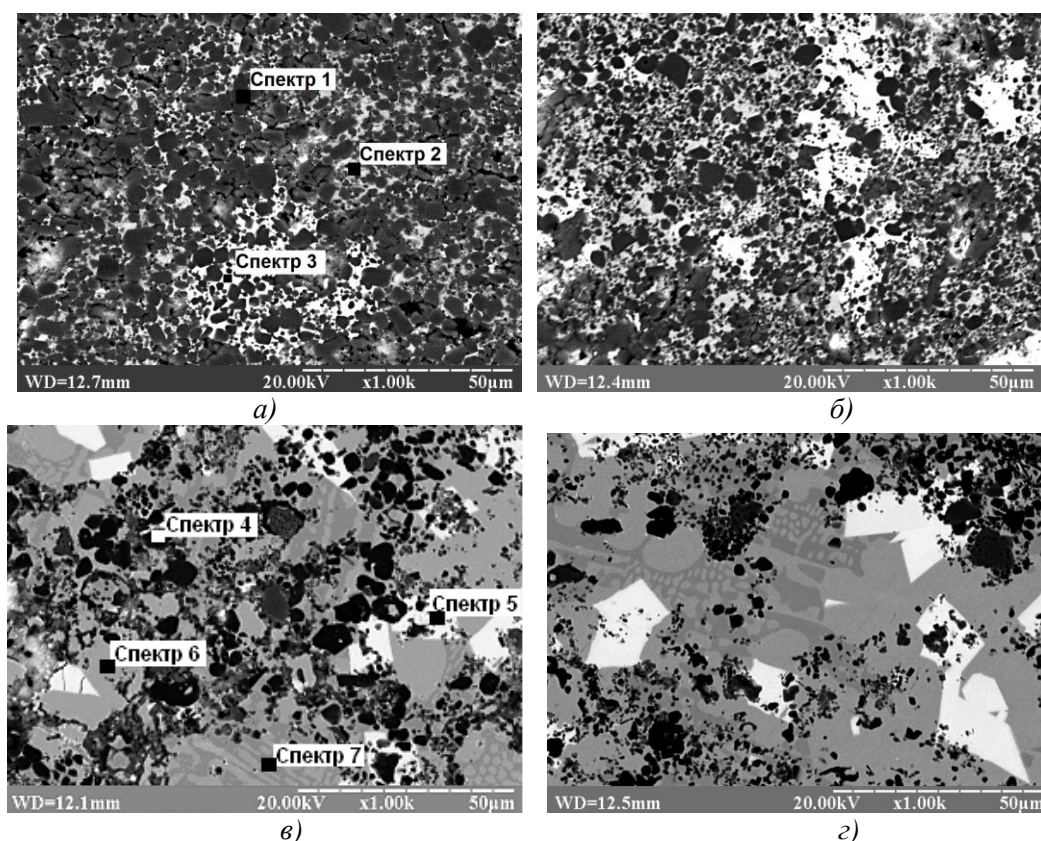


Рис. 1. - Структура композиционных материалов системы TiB_2 -(Fe-13мас.%Mo):
а- ТБФМ20; б – ТБФМ40; в – ТБФМ60; г – ТБФМ-80.

Таблица. 1.

Микрорентгеноспектральный анализ структуры композиционных материалов системы TiB_2 -(Fe-13% (мас.) Mo)

Рисунок	Номер спектра	Концентрация элементов, % (мас.)				Фаза
		Ti	Fe	Mo	B	
Рис. 1 а	1	63,8	0,7	0,0	35,5	TiB_2
	2	0,4	96,4	1,2	0,0	Твердый раствор на основе Fe
	3	4,2	21,2	64,4	10,2	Mo_2FeB_2
Рис. 1 в	4	69,7	0,9	0,0	29,4	TiB_2
	5	6,9	20,1	62,5	10,5	Mo_2FeB_2
	6	1,4	97,1	1,5	0,0	эвтектика Fe-Fe ₂ B
	7	2	86,4	1,2	10,4	

ТБФМ80 было выявлено формирование эвтектики Fe-Fe₂B (Рис.1 в-г, табл.1, спектры 6, 7). Микротвердость металлической фазы составляет 4–6 ГПа.

Принимая во внимание ранее полученные данные [4-5], а также результаты исследований структуры композиционных материалов ТБФМ с различным соотношением тугоплавкой и металлической фаз можно предположить, что в процессе спекания происходит частичное растворение зерен диборида титана и взаимодействие между компонентами системы TiB_2 -(Fe-13мас.%Mo) в результате которого образуются сложные бориды Mo_2FeB_2 . С увеличением количества металлической фазы в композиционном материале до увеличивается и содержание молибдена, что способствует более интенсивному образования боридов Mo_2FeB_2 . Сложные бориды Mo_2FeB_2 характеризуются высокой твердостью (20-22 ГПа) и поэтому будут способствовать увеличению износостойкости композиционного материала.

Результаты триботехнических испытаний разработанных композиционных материалов в условиях терния скольжения без смазки в паре со сталью 65Г представлены на рис. 2.

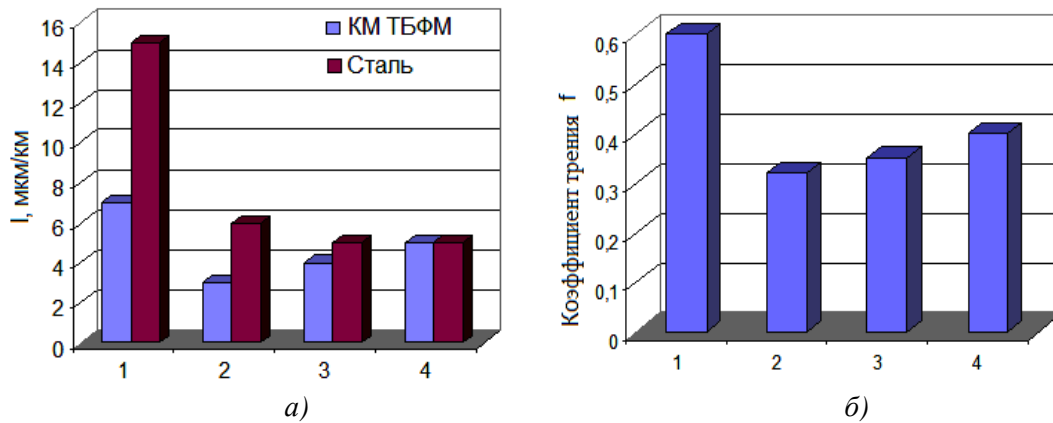


Рис. 2. - Триботехнические свойства пар трения ТБФМ/сталь в условиях трения скольжения без смазки: а – износ; б – коэффициент трения; 1- ТБФМ20; 2 – ТБФМ40; 3 – ТБФМ60; 4 – ТБФМ80

Среди разработанных материалов самым высоким уровнем износа $I = 6,5$ мкм/км характеризуется композиционный материал ТБФМ20. При этом происходит катастрофический износ стального контртела. Можно предположить, что в результате недостаточного количества металлической связи в структуре композиционного материала ТБФМ20 в процессе трения происходит выкрашивание отдельных зерен диборида титана, которые действуют как абразив по отношению к сопряженным поверхностям.

Композиционный материал ТБФМ40 обладает самой высокой износостойкостью и самым низким коэффициентом трения среди разработанных материалов. Композиционный материал ТБФМ60 характеризуется несколько большим значением износа ($I = 2.6$ мкм/км) по сравнению с композитом ТБФМ40 ($I = 3.8$ мкм/км). Однако, износ стального контртела, работающего в паре с ТБФМ40 выше ($I = 5.7$ мкм/км) по сравнению с износом контртела в паре с ТБФМ60 ($I = 4.5$ мкм/км). Потому суммарный износ пары трения ТБФМ40/сталь и ТБФМ60/сталь примерно одинаковый. Дорожки трения ТБФМ40 и ТБФМ60 характеризуются равномерной структурой без заметных признаков адгезионного взаимодействия, хрупкого и абразивного разрушения, наблюдаются лишь линии направленной пластической деформации (рис. 3а). Методом микрорентгеноспектрального анализа было выявлено формирование на поверхностях трения композиционных материалов ТБФМ40 и ТБФМ60 сложных оксидных пленок на основе оксидов титана, железа, молибдена. Принимая во внимание результаты триботехнических испытаний можно предположить, что формирование таких оксидных пленок в процессе трения предотвращает адгезионное схватывание сопряженных поверхностей. По сравнению с ТБФМ60 в структуре композиционного материала ТБФМ40 больше включений твердых боридов, которые, с одной стороны воспринимают основную нагрузку в процессе трения, а с другой – способствуют образованию оксидных пленок, что и обеспечивает более высокую износостойкость. Однако, за счет большей разности в твердости происходит более интенсивный износ стального контртела в паре ТБФМ40/сталь по сравнению с парой ТБФМ60/сталь.

С увеличением количества металлической фазы до 80 мас. % износ композиционного материала и контртела возрастает: износ композита ТБФМ80 и контртела составляет $I = 4.5$ мкм/км. На дорожках трения композиционного материала можно выделить два характерных типа участков. Один из них - зона повреждаемости, которая образуется за счет адгезионного схватывания металлической составляющей с материалом стального контртела, что приводит к вырывам материала и значительного повреждения поверхности трения (Рис. 3 в, участок 1). Вторая зона характеризуется образованием полос скольжения с формированием на поверхности сложных оксидных пленок из оксидов титана, железа и молибдена (Рис. 3 в, участок 2).

Таким образом, среди разработанных композиционных материалов высокой износостойкостью характеризуются композиты ТБФМ40 и ТБФМ60, которые предварительно могут быть рекомендованы для использования в условиях трения скольжения без смазки. Дальнейшие исследования разработанных материалов ТБФМ40 и ТБФМ60 будут направлены на более детальное исследование износостойкости и механизмов изнашивания в широком интервале нагрузок и скоростей.

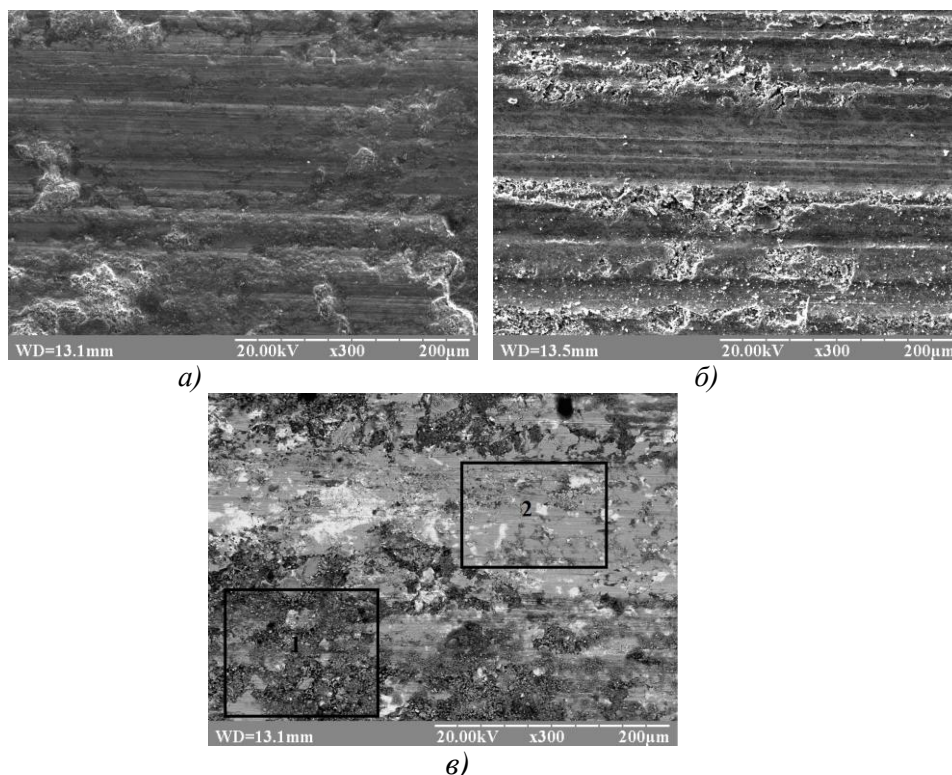


Рис. 3.- Поверхности трения композиционных материалов системы $TiB_2-(Fe-13\%Mo)$:
 а – ТБФМ40; б – ТБФМ60; в – ТБФМ860

Выводы. В работе проведены исследования особенностей формирования композиционных материалов системы $TiB_2-(Fe-13\%Mo)$. Установлено, что структура композиционных материалов с различным содержанием тугоплавкой и металлической фаз состоит из зерен диборида титана, твердого раствора на основе железа и включений сложных боридов Mo_2FeB_2 , которые формируются в результате взаимодействия между компонентами системы $TiB_2-(Fe-13\%Mo)$ в процессе высокотемпературного спекания.

В условиях трения скольжения без смазки композиционные материалы ТБФМ40 и ТБФМ60 характеризуются высокой износостойкостью, что обеспечивается оптимальным соотношением металлической и упрочняющей фаз. В процессе трения зерна диборида титана и сложных боридов Mo_2FeB_2 воспринимают основную нагрузку и способствуют формированию на поверхности трения оксидных пленок, которые защищают сопряженные поверхности от схватывания.

1. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения / Г.В. Самсонов, И.М. Винницкий – М.: Металлургия, 1976. – 557 с.
2. Самсонов Г. В. Сплавы на основе тугоплавких соединений / Г. В. Самсонов, К.И. Портной – М.: Обронгиз, 1961. – 304 с.
3. Патент України №78156, МПК C22C 29/14. Композиційний зносостійкий матеріал на основі дибориду титану / Уманський О.П., Акопян В.В., Стороженко М.С., Закієв І.М., Костенко О.Д.; Заявл. 03.09.2012; опубл. 11.03.2013, Бюл.№5, 2013.
4. Уманський А.П. Дослідження контактної взаємодії TiB_2 з сплавами Fe-Mo / А. П. Уманський, М. С. Стороженко, В. В. Акопян // Адгезія расплавів і пайка матеріалів – 2011. – Вип. 44. – С.38–45.
5. Panasyuk A. Development of TiB_2 -based cermets with Fe-Mo binder / A. Panasyuk, O. Umanskyi, M. Storozhenko, V. Akopyan // Key Engineering Materials. – 2013. – Vol. 527. – P. 9–13.
6. Стороженко М. С. Влияние добавок молибдена на формирование структуры сплавов Fe-Mo и закономерности контактного взаимодействия в системах $TiB_2-(Fe-Mo)$ / М. С. Стороженко // Порошковая металлургия – 2016 – №9/10 – С. 141– 151.
7. Комплекс машин и методика определения антифрикционных свойств при трении скольжения / Э.Т. Мамыкин., А.И. Юга // Порошковая металлургия. – 1973. - №1. - С. 67-72.
8. Yu H. Microstructure and mechanical properties of liquid phase sintered Mo_2FeB_2 based cermets / H.Yu, W. Liu, Y. Zheng // Mater. Design. – 2011. – № 6. – P. 3521–3525.

Рецензенты:

Тамаргазин А.А., зав.кафедры технологий аэропортов НАУ, д.т.н., проф.

Коновал В.В., с.н.с., Институт проблем материаловедения НАН Украины, к.т.н., с.н.с.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2017

УДК 621.762

О.І. Хоменко, О.В. Хоменко, Г.А. Баглюк*Інститут проблем матеріалознавства НАН України***ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИТУ
Cu-50 % МАС.Сr, ОТРИМАНОГО МЕТОДАМИ РІДКОФАЗНОГО СПІКАННЯ ТА
ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ**

Встановлено оптимальні режими отримання композиту Cu-50 % мас. Cr для електричних дугогасильних контактів, що працюють в екстремальних умовах, методами рідкофазного спікання та гарячої штамповки, які дозволяють підвищити механічні характеристики у порівнянні із промисловими зразками. Проведена кількісна оцінка регулярності розподілу частинок хрому у мікроструктурі та визначено високу виразність наявності функціонального зв'язку між цим показником та питомою електропровідністю і механічними характеристиками матеріалу.

Ключові слова: композити Cr-Cu, дугогасильні контакти, мікроструктура, кількісна металографія, електропровідність, механічні характеристики

А.И. Хоменко, Е.В. Хоменко, Г.А. Баглюк**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА
Cu-50 % МАС.Сr, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ ЖИДКОФАЗНОГО СПЕКАНИЯ И
ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ**

Установлены оптимальные режимы получения композита Cu-50 % мас. Cr для электрических дугогасительных контактов, работающих в экстремальных условиях, методами жидкофазного спекания и горячей штамповки, которые позволяют повысить механические характеристики по сравнению с промышленными образцами. Проведена количественная оценка регулярности распределения частиц хрома в микроструктуре и определена высокая вероятность наличия функциональной связи между этим показателем и удельной электропроводностью и механическими характеристикам материала.

Ключевые слова: композиты Cr-Cu, дугогасительные контакты, микроструктура, количественная металлография, электропроводность, механические характеристики.

A.I. Khomenko, E.V. Khomenko, G.A. Baglyuk**FEATURES OF STRUCTURE FORMATION AND PROPERTIES OF Cu-50 % MASS Cr
COMPOSITE, OBTAINED BY MEANS OF LIQUID-PHASE SINTERING AND HOT
STAMPING**

This article is dedicated to the problem of correlation between geometrical parameters of microstructure of Cu - 50 % mass Cr composite material used for electrical arcing contacts and its physical properties such as specific electrical conductivity and mechanical strength, hardness and plasticity. Existing incoming inspection test procedure cannot guarantee spable work of arcing contacts under extremal conditions of electric arc effect. The optimal modes of such composite obtaining are specified to exceed appropriate properties of industrial materials. The quantitative estimation of regularity of distribution of Cr particles in the material microstructure. A high probability of functional dependence between regularity index, specific electrical conductivity and mechanical strength is established.

Keywords: Cr-Cu coposites, arcing contacts, microstructure, quantitative metallography, electrical conductivity, mechanical properties.

Вступ. Розширення області застосування вакуумних комутуючих пристроїв, що здійснюють управління та відключення електричних мереж високої напруги (10 кВ і більше) в штатному та аварійному режимах, відбувається одночасно з ростом вимог до параметрів комутаційних вузлів та матеріалів, які використовуються в цьому обладнанні [1]. Зокрема, характеристики дугогасильних вакуумних контактів, основна функція яких є дугогасіння високовольтного електричного розряду у вакуумі, залежать головним чином від регулярності розподілення тугоплавкої та легкоплавкої фаз та міцності адгезійного зв'язку на границях між ними в мікроструктурі матеріалу, що використовується при їх виробництві.

В даний час загальновізвано, що композити Cu-Cr із змістом хрому від 35 до 60 % мають найбільш оптимальний комплекс властивостей для їх використання в якості вакуумних дугогасильних контактів. Наразі в технічних умовах різних виробників вакуумних контактів контролюючими параметрами є хімічний склад, питомий електроопір та твердість матеріалу (наприклад, „Материалы ЭРХ25Д75-МП и ЭРХ25Д50-МП. Диски однослойные из материала хром-медь. ТУ 14-22-146-2002. Производитель: АО «ПОЛЕМА», РФ” [Електрон. ресурс]. - Режим доступу: <http://www.polema.net/kontakty-cr-cu-w-cu.html>). Зазначені характеристики безпосередньо не пов'язані з характером розподілу основних фаз в мікроструктурі матеріалу і його ерозійною та механічною зносостійкістю, і їх контроль не забезпечує повної гарантії

успішної роботи дугогасильних контактів [2].

В наукових принципах створення нових дугогасильних матеріалів, закладених ще школою І.М. Францевича [3], визначені основні шляхи підвищення їх властивостей за рахунок формування особливого типу мікроструктури - взаємопроникних каркасів легкоплавкої і тугоплавкої складових із рівномірним розподілом компонентів, що забезпечує високу дугогасильну здатність матеріалу та зменшує ймовірність розвитку повторного запалювання електричної дуги та переходу її в стаціонарну форму. Досягнення такої мети потребує широких можливостей керування структурою та цілого спектру методів контролю за ними на кожному етапі технологічного циклу отримання матеріалів.

Метою даної роботи є визначення умов формування структури порошкового композиту Cu-50 % мас. Сг методами рідкофазного спікання та гарячої штамповки та дослідження взаємозв'язку між геометричними параметрами мікроструктури композитів Cu-Cr та його фізичними характеристиками.

Експериментальні результати та їх обговорення. В роботі використовували порошки електролітичної міді марки ПМС-1 та відновленого гідридом кальцію хрому марки ПХ1. Хімічний склад порошоків визначали хімічним і спектральним методами, вміст кисню, азоту та водню - методом відновної екстракції (ГОСТ 27417-98), гранулометричний склад порошоків та мікроструктуру отриманих композитів вивчали методами стереометричної металографії [4] за допомогою комп'ютерної програми аналізу зображень "АМІС" [5]. Питомий електроопір зразків визначали методом подвійного моста постійного струму (на кожному зразку не менше 5 разів). Механічні випробування на розтяг проводили згідно ДСТУ EN 10002-1:2006 на базі 20 мм із діаметром робочої частини 3 мм зі швидкістю переміщення - 1 мм / хв, похибка визначення механічних характеристик становила 1% від абсолютного значення, точність вимірювання деформації - 10-20% та 5% від абсолютного значення при деформаціях менших та більших 5%, відповідно. В якості геометричних параметрів мікроструктури використовували середній діаметр Фере [6], визначаючи його як середнє арифметичне всіх лінійних розмірів проєкцій частинок на січну лінію, яка проводилася під різними кутами до зображення в інтервалі від 0 до 360° з кроком 2°. Аналогічно розраховували середньостатистичну відстань між частинками, розглядаючи міжчастинковий простір як другу фазу. Об'єм статистичної вибірки замірів становив ≥ 1024 для кожного із зразків, що забезпечує рівень статистичної похибки на рівні 2% [4].

Основний склад домішок у міді (% мас.): O-0,3; S-0,02; Fe-0,05; Pb-0,01; As-0,005; Sb-0,01; C-0,09, S \leq 0,1; Si-0,01; H \leq 0,002. Частинки електролітичної міді у вихідному стані мають розгалужену дендритну форму (рис.1, а) і середній розмір 42,5 мкм.

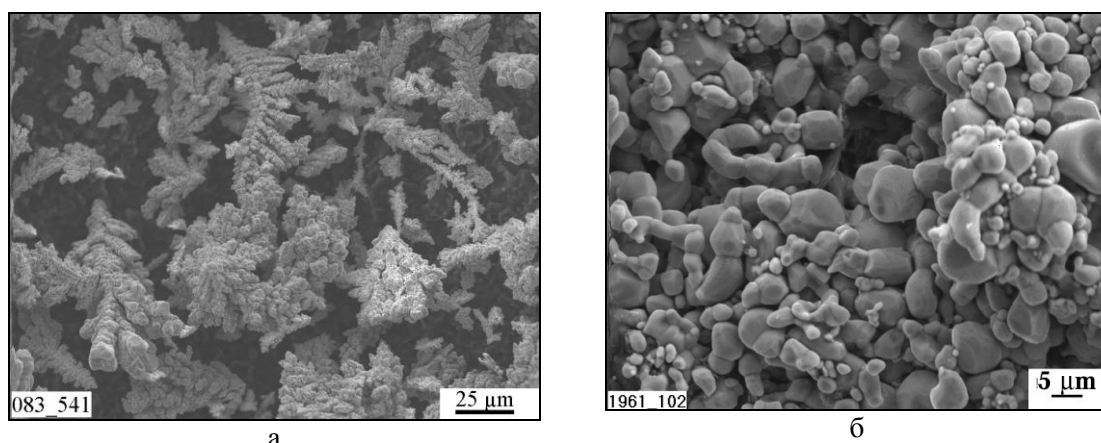


Рис.1. Загальний вигляд частинок порошоків електролітичної міді (а) та відновленого хрому (б)

Масова частка домішок у відновленому порошку хрому становить (% мас.): O-0,3 N - 0,007, H-0,003, C-0,06, Si 0,09, Fe-0,15, Ca-0,1, Ni -0,1. Порошок електролітичного хрому складається переважно з конгломератів, що представляють собою зростлі в замкнуті або лінійні ланцюжки зерна із середнім розміром 9 мкм (рис.1, б). Гранулометричний склад порошку характеризується вузьким розподілом частинок за розмірами в межах від 8 до 20 мкм (рис. 2, а).

Гістограма розподілу частинок порошку міді характеризується відносно широким розкидом частинок за розмірами, сягаючи максимального значення більш ніж 150 мкм (рис. 2, б). Суттєва

різниця в гранулометричному складі та формі частинок міді та хрому ускладнюють їх змішування при використанні стандартних кульових барабанів. Зокрема, після змішування порошків протягом 8-24 год у барабані зі сталевими кулями у ваговому співвідношенні порошків та куль від 1:6 до 1:10 в умовах заповнення робочої ємності порошками з кулями від 50 до 70 % об'єму, отримана суміш розшаровується при струшуванні та транспортуванні.

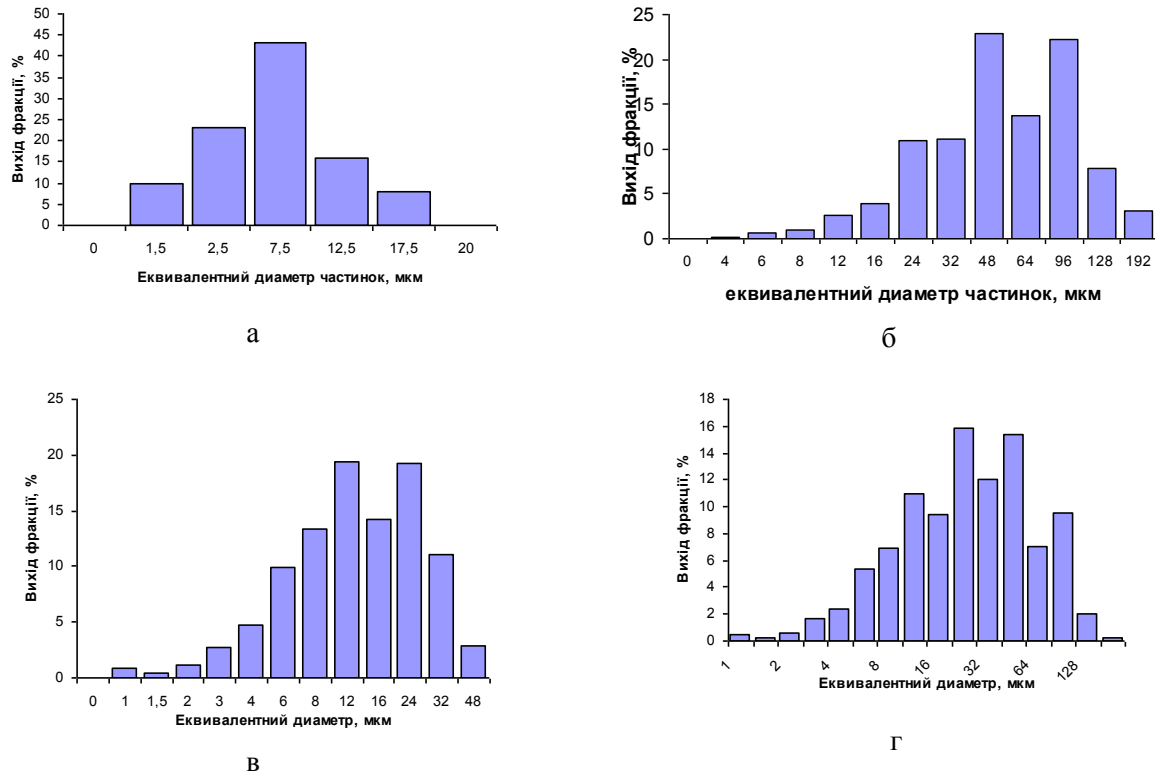


Рис. 2. Гранулометричний склад порошку хрому у вихідному стані (а) та міді до розмелу (б) і після розмелу у вібротліні протягом 30 (в) та 60 хв (г).

Для отримання суміші з рівномірним розподілом складових попередньо порошок міді розмелювали у вібраційному млині потужністю 5,5 кВт, обсягом робочої камери 10 дм³, частотою коливань 3000 хв⁻¹ та числом обертів 2900 хв⁻¹. В якості розмельних тіл використовували сталеві кулі з діаметрами 8-22 мм; завантаження млина шихтою складало не більше 70 % його об'єму, масове співвідношення куль і шихти складало 10:1. Встановлено, що оптимальний час розмелу становить 30 хв. (рис.2, г). Подовження часу диспергування приводить до збільшення розмірів частинок, очевидно, за рахунок їхньої агломерації. Після розмелу порошку вміст кисню в ньому збільшується з 0,2 до 0,48%, а вуглецю - зменшується з 0,09 до 0,04%, що ймовірно, пов'язано з руйнуванням захисної плівки на поверхні частинок (в стані поставки порошок стабілізований вуглецевовмісними плівками). З метою зниження вмісту кисню в міді проводили її відновлювальний відпал у водні при температурі 180±20°C протягом 2 год, що привело до зниження вмісту кисню у порошок до 0,2% мас.

Змішування попередньо розмеленого порошку міді з хромом проводили у кульовому млині, футерованому сталлю, при ваговому співвідношенні суміші і сталевих куль 1:1 і об'ємному співвідношенні робочої камери млина і суміші 3:1, всуху. Встановлений мінімальний час змішування, при якому не виявлено розшарується при пресуванні - 6 годин, при цьому середній розмір частинок у суміші становив 13-14 мкм. Середній вміст хрому в 10 пробах, взятих із суміші, відповідав заданому (45-50% мас).

Механічну суміш порошків хрому та міді пресували під тиском 300-400 МПа для отримання пресовок циліндричної форми з діаметром 30 мм та висотою 10 мм. З метою отримання високощільних зразків спікання пресовок проводили при температурах вище температури плавлення міді, а саме - 1200 °C протягом 1 години в атмосфері водню з точкою роси -20 °C. Після спікання зразки мали густину не більше, ніж 84-86 % від теоретичної. Нагрівання зразків до температури основного спікання проводили зі швидкостями 10, 25 та 50 °C/хв. Охолодження з

температури ізотермічної витримки у всіх випадках проводили разом з піччю. Після рідкофазного спікання всі зразки мали густину 84–86 % від теоретичної. З метою доведення матеріалу до максимальної щільності зразки доущільнювали при кімнатній температурі на гідравлічному пресі під тиском 500–600 МПа, після чого піддавали відпалу при температурі 600 ± 10 °С в аргоні протягом 15–30 хв. для зняття механічних напружень.

Рентгенівський аналіз, проведений на установках УРС-50ІМ і ДРОН-2 в випромінюванні Cu K_α показав наявність тільки ліній чистого хрому - (110) $2\theta = 44^\circ 24'$ і (200) $2\theta = 64^\circ 36'$, (211) $2\theta = 89^\circ 54'$, (220) $2\theta = 98^\circ 12'$ та чистої міді - (111) $2\theta = 43^\circ 24'$, (200) $2\theta = 50^\circ 30'$, (220) $2\theta = 74^\circ 12'$, (311) - $2\theta = 89^\circ 48'$ і (222) $2\theta = 95^\circ 12'$, що відповідає рівноважному стану [7]. Якісне порівняння розмірів і кількості рефлексів на лініях, що відносяться до ГЦК-мідної і ОЦК-хромової кристалічних ґраток свідчить про те, що ГЦК-складова на основі міді представлена зернами-колоніями з розміром на рівні 100 мкм і більше. Мікроструктура зразків характеризується певними відмінностями в залежності від швидкості нагрівання зразків до температури ізотермічної витримки (рис.4).

Мікроструктурний аналіз показав збільшення середнього розміру частинок хрому та зменшення відстані між ними в мікроструктурі спечених зразків із уповільненням швидкості нагріву зразків, що вказує на суттєвий вплив цього параметру на міграцію границь хрому та міді в процесі рекристалізації та коалесценції зерен в неізотермічних умовах спікання (табл.1). Необхідно відмітити, що для зразків, які нагрівали з найменшою швидкістю, притаманні близьки значення середнього розміру частинок та середньої відстані між ними, що на перший погляд може бути ознакою регулярної структури, однак, як показали наступні дослідження, це не так.

Кількісну оцінку регулярності розміщення хромової фази в мікроструктурі зразків визначали при використанні комп'ютерної програми для аналізу зображень „АМІС” [4], розраховуючи фрактальну розмірність Мінковського [8] та запропонований авторами показник регулярності [9].

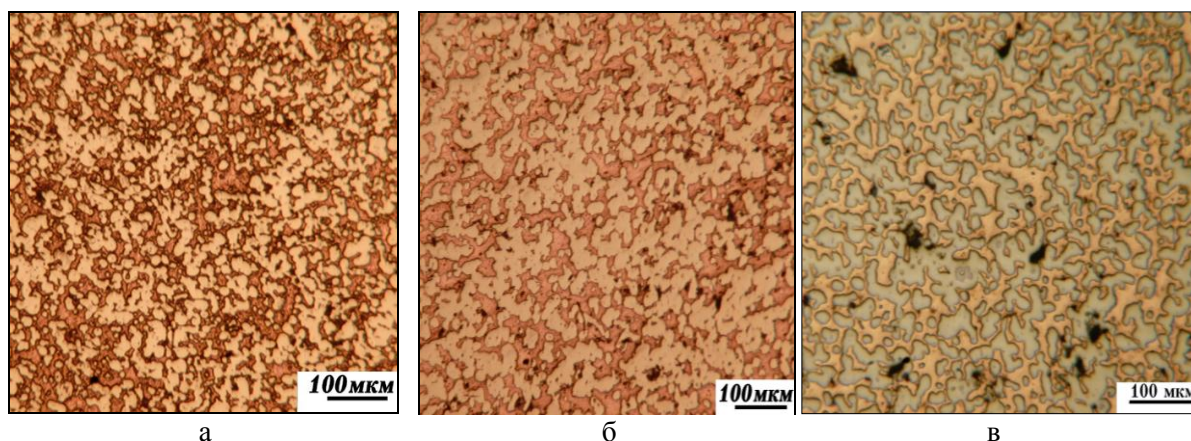


Рис. 4. Мікроструктура спечених зразків, швидкість нагрівання яких до температури основного спікання становить 50 (а), 25 (б) і 10 °С/хв (в).

Таблиця 1

Характеристики регулярності розподілення частинок хромової фази в мікроструктурі спечених зразків в залежності від швидкості нагрівання зразків до температури ізотермічної витримки

Швидкість нагрівання зразків, град/хв	Середній-розмір хромових частинок, мкм	Середня відстань між частинками, мкм	Фрактальна розмірність мікроструктури	Показник регулярності мікроструктури
50	18,5±0,4	128,9±12,6	1,87	0,980
25	37,6±0,8	43,3±0,8	1,93	0,847
10	45,6±1,1	51±3,0	1,89	0,840

Визначення зазначених показників проводили шляхом нанесення на зображення мікроструктури уявної регулярної ортогональної сітки з однаковим розміром комірки. При розрахунках фрактальної розмірності сітку поступово згущували до мінімального розміру та підраховували кількість комірок, до яких потрапляли частинки хрому $N(\zeta)$, визначаючи розмірність Мінковського за формулою: $D = \lim_{\zeta \rightarrow 0} \log N(\zeta) / \log(1/\zeta) = \lim_{\zeta \rightarrow 0} \log N(\zeta) / -\log \zeta$, [8]. За теорією фракталів цей параметр має характеризувати самоподібність мікроструктури матеріалу, який, зокрема для композиту Cu-50Cr, складається з каркасних елементів тугоплавкої та легкоплавкої фаз. При розрахунках показника регулярності розмір комірки ортогональної сітки приймають рівним найменшій відстані між центрами частинок. В цьому випадку відношення кількості комірок, що перетинають частинки, до загальної кількості комірок у сітці однозначно характеризує ступінь наближення структури, що її аналізують, до ідеальної регулярної. Тоді чим ближча реальна структура до регулярної, тим ближчий до одиниці показник регулярності. Для позбавлення чутливості даного показника до дисперсності хрому його нормували до середнього розміру частинок.

Розрахунки фрактальної розмірності показали відсутність явного зв'язку між змінами цього параметру та швидкості нагріву зразків і пов'язаними з цим мікроструктурними змінами, що робить її малоінформативним в даних умовах (див. табл.1). На відміну від цього, показник регулярності є чутливим до цих параметрів, і його зростання вказує на наближення мікроструктури спечених зразків до більш регулярної.

Згідно результатів механічних та електричних випробувань найвищою електропровідністю та найкращий рівень механічних характеристик мають зразки з мікроструктурою з найбільш регулярним розташуванням хромової фази в мідній матриці (табл.2). Коефіцієнти кореляції між характеристикою регулярності мікроструктури зразків та їх властивостями становлять 0,96...1, що вказує на достатньо високу вірогідність функціонального зв'язку між цими параметрами.

Для досягнення максимальної густини матеріалу спечені зразки із максимальним рівнем властивостей піддавали гарячій штамповці при температурі 850 ± 20 °C, яка згідно рекомендаціям [9], знаходиться в межах 0,7-0,8 від температури плавлення міді, і є оптимальною для активного розвитку процесів міжзеренного зрощування та зміцнення міжфазових границь в мідних сплавах.

Таблиця 2

Електропровідність та механічні характеристики спечених та допресованих зразків після в залежності від швидкості нагрівання до температури до температури ізотермічної витримки

Швидкість нагрівання зразків, °C/хв	Густина відносно теоретичної	Питома електропровідність, МСм/м	Границя плинності, МПа	Границя міцності на розтяг, МПа	Відносне видовження після розриву, %	Твердість НВ10
50	0,95..0,96	11,11±0,55	186±9	190±10	1,2±0,06	90...95
25	0,95..0,96	9,91±0,59	121±6	133±11	0,20±0,01	80...85
10	0,95..0,96	9,52±0,48	120±5	121±10	0,27±0,01	80...90

З метою визначення впливу початкової пористості спеченого матеріалу на структуроутворення та властивості при гарячій штамповці, зразки, що мали пористість 75-80 % від теоретичної, були розділені на 3 партії, з яких першу партію не піддавали ніякій додатковій обробці, а зразки другої та третьої партій допресовували при кімнатній температурі та тиску 500-600 МПа до досягнення відносної густини 85-86 та 91-92 % від теоретичної, відповідно. Потім всі зразки розташовували у графітовій обмазці та нагрівали в печі з підведенням аргону до температури штампування. Потім їх піддавали штампуванню в закритому штампі на гвинтовому пресі з дугостаторним приводом моделі F51732 з номінальним зусиллям 16 МН. Швидкість деформування зразків становила $\zeta = 233 \text{ c}^{-1}$ ($\zeta = V_n / \Delta h$, де V_n – швидкість руху повзуна; Δh – зміна довжини зразків до та після гарячої штамповки); ступінь поперечної деформації коливалась в межах від 15 до 22 % (розраховували як відносні зміни площини поперечного перерізу зразків до та після гарячого штампування). Після гарячого штампування зразки відпалювали в захисному

середовищі аргону при температурі 600 ± 20 °С протягом 15–30 хв. для зняття механічних напружень.

В зразках першої партії після штампування виявлено неоднорідний розподіл фаз і наявність макророзмірних областей, що складаються практично з однієї мідної фази (рис.5, а).

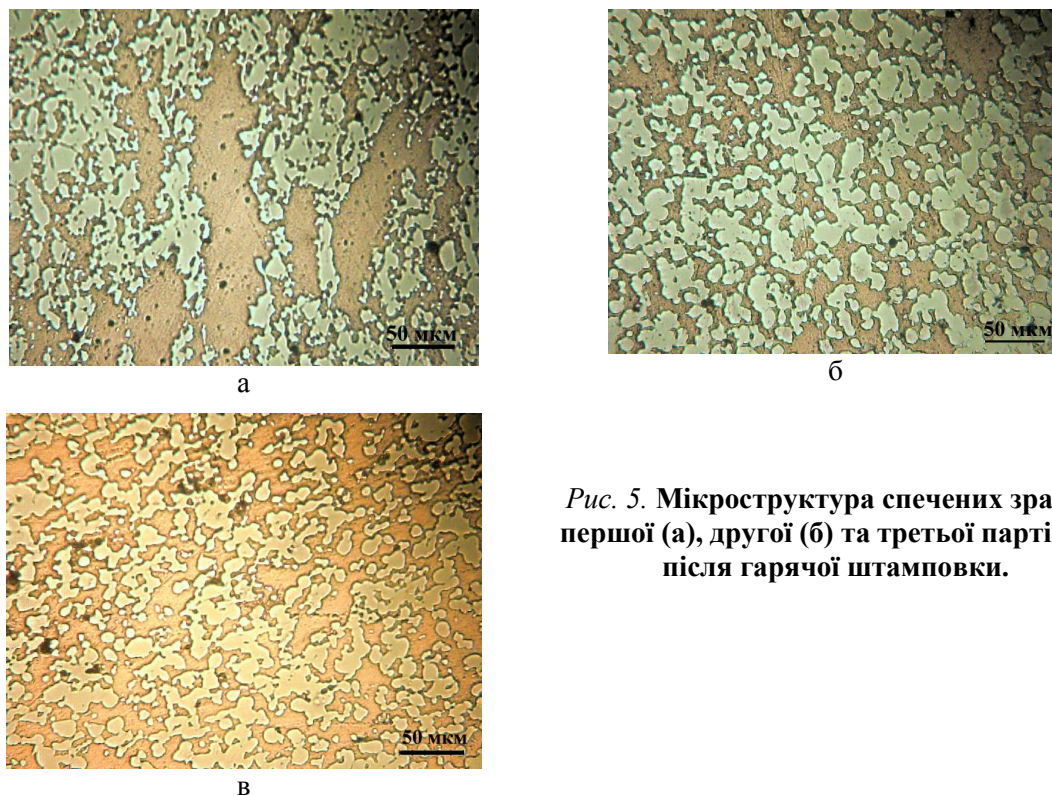


Рис. 5. Мікроструктура спечених зразків першої (а), другої (б) та третьої партій (в) після гарячої штамповки.

Це ймовірно пов'язано із великою початковою поруватістю матеріалу (23-24 %), що в умовах термодформаційної обробки полегшує зсуви матеріалу, в першу чергу об'єму мідної фази, і приводить до розшаровування структури. Зниження початкової поруватості призводить до більш рівномірного розподілу складових у його мікроструктурі (рис.5, б, в).

Як показали розрахунки, середній розмір хромових частинок та середня відстань між ними зі зміною початкової поруватості зразків змінюються несуттєво (табл.3).

Таблиця 3

Середньостатистичні значення геометричних характеристик мікроструктури зразків після гарячого штампування

№ партії	Середній діаметр Фере частинок хрому, мкм	Середня відстань між частинками хрому, мкм	Фрактальна розмірність	Показник регулярності
1	$12,8 \pm 0,8$	$12,2 \pm 2,6$	1,87	0,911
2	$16,2 \pm 3,5$	$28,9 \pm 2,4$	1,94	0,970
3	$13,3 \pm 0,6$	$20,4 \pm 5,5$	1,88	0,870

Це обумовлено широким інтервалом наявних розмірів частинок та різним характером їх розподілу в мідній матриці, що при усередненні цих параметрів нівелює їх чутливість до мікроструктурних змін в процесі гарячого штампування, пов'язаних із різним вихідним станом матеріалу. На відміну від стандартних кількісних мікроструктурних характеристик, фрактальна розмірність та показник регулярності мають максимальні значення для зразків другої партії, що вказує на найвищий рівень регулярності їхніх мікроструктур. Порівняльний аналіз фізико-

механічних характеристик зразків показав, що саме їм притаманні найвищі рівні електропровідності та механічних характеристик (табл. 4).

Коефіцієнти кореляції між геометричними параметрами мікроструктури і фізичними властивостями зразків після гарячої штамповки коливаються в межах від 0,808 до 1, що підтверджує високу вірогідність функціонального зв'язку між цими параметрами.

Таблиця 4

Електропровідність та механічні характеристики спечених зразків після гарячого штампування

№ партії	Густина до гарячої штамповки відносно теоретичної	Густина після гарячої штамповки відносно теоретичної	Питома електропровідність, МСм/м	Границя плинності, МПа	Границя міцності на розтяг, МПа	Відносне видовження після розриву, %	Твердість НВ/10
1	0,76...0,77	0,983...0,986	13,99±0,27	305±17	478±10	7,0 ±1	100...115
2	0,82...0,84	0,988...0,990	22,22±0,44	346 ±15	485±9	9,8±1	115...120
3	0,90...0,91	0,970...0,980	12,82±0,26	314 ±16	448±15	5,1±2,5	98...110

Фрактографічний аналіз поверхні зразків до та після гарячої штамповки показав суттєву різницю в характері руйнування матеріалу (рис. 6). Після проведення холодного допресування магістральна тріщина поширюється по міжфазовим границям, відшаровуючи легкоплавку складову від тугоплавких частинок та по границям зерен мідної фази, збагачених домішками. Гаряче штампування сприяє зміні механізмів руйнування: мідна фаза руйнується після значної пластичної деформації, а хромові частинки накопичують значну кількість одиничних тріщин, поширення яких затримується пластичною матрицею, і тільки потім руйнуються по тілу зерна. Цілком очевидно, що істотне підвищення міцності і пластичності матеріалу після гарячої штамповки має місце не тільки за рахунок зменшення загальної поруватості, але не менш важливу роль при цьому відіграє висока адгезія на міжфазних границях, що пояснюється формуванням зв'язків між поверхневими атомами на міжфазній межі, тобто розвитком процесу «зрощування» міжфазних границь [9].

Порівняльні механічні випробування зразків, виготовлених із промислового матеріалу марки ЕРХ50Д50-МП аналогічного складу (виробництво РФ, ТУ 14-22-161-2002) показали, що межа їх міцності складає не більше ніж 290 МПа при відносному видовженні 4-5 %, що суттєво нижче рівня механічних характеристик, якого можна досягнути при використанні гарячої штамповки спечених зразків. Це вказує на те, що метод гарячої штамповки має більші можливості для підвищення властивостей матеріалу Cu-Cr, ніж існуючі наразі стандартні технології.

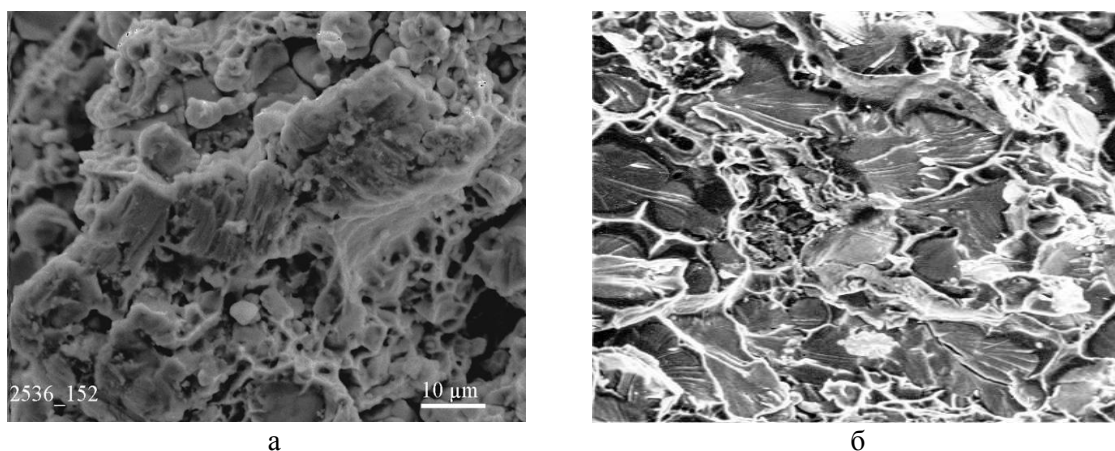


Рис. 6. - Фрактографія поверхні руйнування спечених зразків 2 партії до (а) та після гарячого штампування (б)

Висновки. Визначено умови отримання рівномірної суміші порошків хрому та міді складу Cu-50 % мас. Сг та досліджено вплив температурно-часових режимів спікання зразків у водні на їхню структуру, електропровідність та механічні характеристики. Проведена кількісна оцінка регулярності мікроструктури та вивчено її зв'язок із фізичними властивостями спеченого матеріалу.

Встановлено оптимальні режими змішування, спікання та гарячої штамповки, які дозволяють отримати матеріал із підвищеними механічними характеристиками у порівнянні з промисловими зразками. Встановлено, що гаряча штамповка, проведена після рідкофазного спікання, сприяє формуванню структури з розподілом складових близьким до регулярного. Розраховані коефіцієнти кореляції вказують на достатньо високу вірогідність функціонального зв'язку між показником регулярності та питомою електропровідністю та механічними характеристиками матеріалу.

Література:

1. Slade Paul G. The vacuum interrupter – theory, design, and application / P. G.Slade.- Boca Raton, London, New York: CRC Press, 2008.- 510 p.
2. Лафферти Д. Вакуумные дуги. Теория и приложения. – М: Мир, 1988 - 428 с.
3. Францевич И.Н. Материалы электрических контактов. Лекции Всесоюзной школы по электрическим контактам и электродам: в 2-х частях. 1969. Ч.1. С. 3–37.
4. Чернявский К.С. Стереология в металловедении.– М.: Металлургия, 1977. – 268 с.
5. Хоменко О.І., Хоменко О.В. Використання програмного комплексу АМІС для кількісної металографії /О.І.Хоменко // Математичні моделі та обчислювальний експеримент в матеріалознавстві. Вип.16: Праці Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України. - Київ: ІПМ НАНУ, 2014. – С. 35-42
6. Merkus Henk G.. Particle Size Measurements: Fundamentals, Practice, Quality. Springer, 2012. - 344 p.
7. Леонов М.П., Бочвар Н.Р., Иванченко В.Г. Диаграмма состояния хром–медь. // Доклады академии наук СССР. 1986.– Т.290, №4, – С. 888–890.
8. Falconer K. Fractal Geometry: Mathematical Foundations and Applications / K.Falconer. - New York: John Wiley & Sons, 1990. - 288 p.
9. Хоменко О.І., Баглюк Г.А. Кількісний показник регулярності мікроструктури матеріалу / О.І.Хоменко //Наукові нотатки: Міжвузівський збірник (за галузями знань "Технічні науки"). Вип. 49. – Луцьк: ЛНТУ, 2015.- С. 155 – 159.
10. Дорофеев Ю.Г., Гасанов Б.Г., Дорофеев В.Ю. и др. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий. М. Металлургия, – 1990, – 206 с.

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017

УДК 621.785.539

С.М. Чернега, І.А. Поляков, М.О. Красовський, А.Г. Мазняк*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»***СТРУКТУРА КОМПЛЕКСНИХ БОРИДНИХ ПОКРИТТІВ, СФОРМОВАНИХ В РІЗНИХ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ УМОВАХ**

В даній роботі проведено дослідження з формування комплексних дифузійних боридних шарів порошковим методом на сталях в умовах дії зовнішнього магнітного поля. Встановлено, що при застосуванні зовнішнього магнітного поля (ЗМП) в 1,5 – 2 рази зменшується тривалість насичення деталей та формується суцільний, однорідний боридний шар, товщина якого в 2 рази вища, ніж при боруванні без ЗМП.

Ключові слова: покриття, борування, боридний шар, дифузія, фаза, магнітне поле.

Рис. 6. Табл. 1. Літ. 15.

С.М. Чернега, І.А. Поляков, М.А. Красовський, А.Г. Мазняк**СТРУКТУРА КОМПЛЕКСНЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ В РАЗНЫХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ**

В данной работе проведено исследование по формированию комплексных диффузионных боридных слоев порошковым методом на сталях в условиях действия внешнего магнитного поля. Установлено, что применение внешнего магнитного поля (ВМП) приводит к интенсификации диффузионного насыщения в 1,5 – 2 раза и формированию сплошного однородного диффузионного слоя с толщиной в 2 раза выше чем без магнитного поля.

Ключевые слова: покрытие, борирование, боридных слой, диффузия, фаза, магнитное поле.

S.M. Chernega, I.A. Poliakov, M.A. Krasovskyi, A.G. Mazniak**STRUCTURE OF COMPLEX BORIDE COATINGS, FORMED IN DIFFERENT PHYSICAL-CHEMICAL CONDITIONS**

In this paper, a study was made of the formation of complex diffusion boride layers by the powder method on steels under the action of an external magnetic field. It has been established that the use of an external magnetic field (VMP) leads to an intensification of diffusion saturation by a factor of 1.5 - 2, and the formation of a continuous uniform diffusion layer with a thickness 2 times higher than without a magnetic field.

Keywords: coating, boriding, boride layer, diffusion, phase, the magnetic field.

Постановка проблеми. Одним з методів інтенсифікації процесу ХТО є застосування зовнішнього магнітного поля (ЗМП), що дозволяє пришвидшити процеси дифузії та утворення дифузійних шарів. Оскільки вивчення змін структури, фазового та хімічного складу, а також зносостійкості та інших фізико-механічних характеристик покриттів сформованих на сталях та сплавах під дією магнітного поля є одним із напрямків металознавства та термічної обробки металів, то можна стверджувати, що зазначені дослідження дадуть можливість отримувати комплексні зносостійкі покриття з підвищеними експлуатаційними характеристиками, які представляють значний інтерес для промисловості [1-10].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Аналіз літературних джерел показав, що проведення хіміко-термічної обробки в умовах накладання зовнішнього магнітного поля є перспективним напрямком проте в літературі практично відсутні дані по застосуванню комплексного насичення бором та міддю з одночасною дією магнітного поля.

Постановка задач. Для вирішення цієї задачі в роботі застосовували дифузійне комплексне насичення поверхневого шару сталей бором чи бором та міддю при одночасній дії ЗМП.

Метою даної роботи було дослідження структури дифузійних боридних та боромідних покриттів на вуглецевих сталях, отриманих в різних фізико – хімічних умовах, а саме: проведення насичення без застосування зовнішнього магнітного поля (ЗМП) та при його одночасному накладанні.

Виклад основного матеріалу.

Для проведення ХТО в умовах дії ЗМП використовували спеціально розроблену установку. Схема установки для ХТО в умовах дії ЗМП представлена на рис. 1. [142–143].

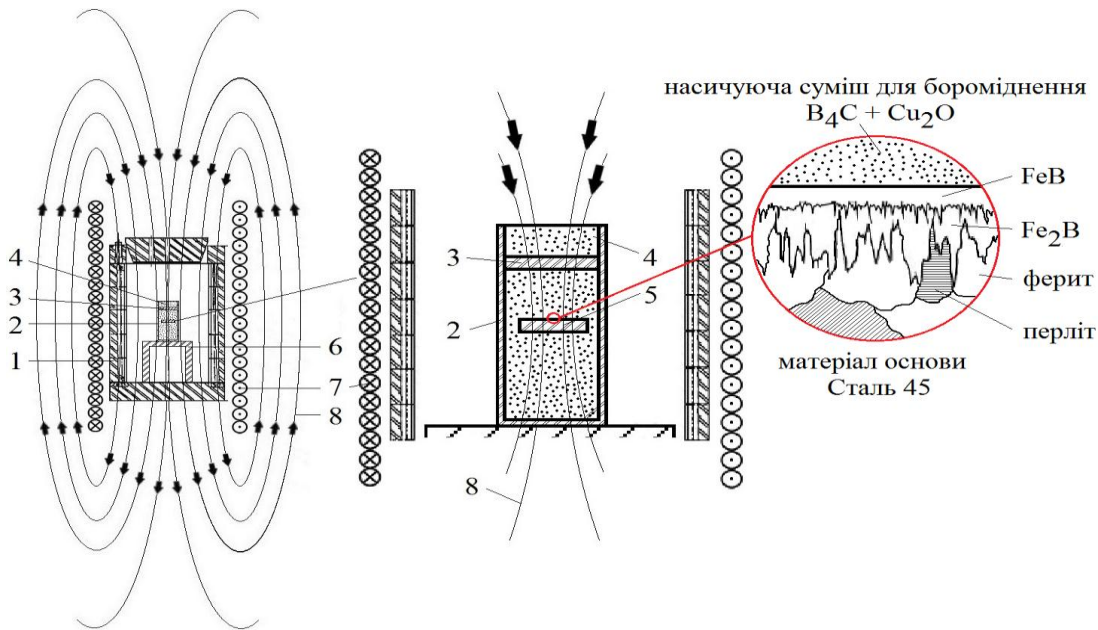


Рис. 1. - Схема установки для ХТО в умовах дії ЗМП:

- 1 – високотемпературна шахтна електропечі типу СШОЛ 1.6.3/11, 2 – тигель, 3 – азбестова прокладка; 4 – натрійсилікатне скло (плавкий затвор),
5 – зразок, 6 – керамічна підставка, 7 – соленоїд, 8 – силові лінії навколо соленоїда

Установка складається з наступних частин: шахтної електропечі типу СШОЛ 1.6,3/11 (параметри робочого простору печі: \varnothing – 160 мм, h – 300 мм), регулятора температури, термопари, соленоїда, джерела живлення соленоїда, діодного мосту та вентилятора.

Для створення ЗМП використовують соленоїд із внутрішнім діаметром 295 мм та висотою 450 мм. Соленоїд складається із 635 витків шини алюмінієвого сплаву, розміром 10x20 мм; сила струму, яку подають на діодний міст становить 70 – 75 А. В результаті проходження струму через витки соленоїда виникає магнітна індукція величиною 35–45 мТл (44–57 кА/м). Для живлення соленоїду застосовували джерело трансформаторного типу.

Для запобігання перегріву соленоїда, його охолоджують за допомогою вентилятора, який розміщують під соленоїдом.

Розрахунок напруженості магнітного поля котушки соленоїда виконують за формулами:

$$H_i = \frac{I \cdot n}{l} \quad H_B = \frac{B}{\mu_0 \mu} \quad (2.3)$$

де H_i – напруженість магнітного поля, що розрахована за силою струму в котушці соленоїда; H_B – напруженість магнітного поля, що розрахована за магнітною індукцією; I – сила струму в котушці; n – число витків котушки; l – довжина (висота) котушки, мм; B – магнітна індукція; μ_0 магнітна стала, Гн/м; μ – відносна магнітна проникливість середовища.

При нагріванні тиглів до 975 °С в борувальній суміші на поверхні деталей утворюється плівка з V_2O_3 у розплавленому стані. Ця плівка слугує джерелом двох- та тривалентних іонів бору, які мають свої магнітні моменти.

Дифузійне масоперенесення іонів бору до основного фронту реакції на сталевій матриці призводить до утворення осередків фази Fe_2B при досягненні концентрації бору 33 ат. % в залізі, якими поступово заростає вся сталева поверхня. При зростанні концентрації В до 49 ат. % утворюються осередки фази FeB , які поступово поширюються по поверхні фази Fe_2B . Наступне вростання фази Fe_2B в сталеву матрицю пов'язане з дифузією іонів бору через фазу FeB .

Металографічним аналізом встановлено, що при застосуванні ЗМП змінюється морфологія боридних шарів, гольчатість зерен різко зменшується, зникають окремо пророслі в матрицю зерна боридів (рис.1 – рис. 1.6). Гольчаті зерна боридних фаз щільно прилягають один до одного та формується суцільний, однорідний боридний шар, товщина якого у 1,5 – 2 рази вища, ніж при боруванні без ЗМП за однакової тривалості насичення деталей.

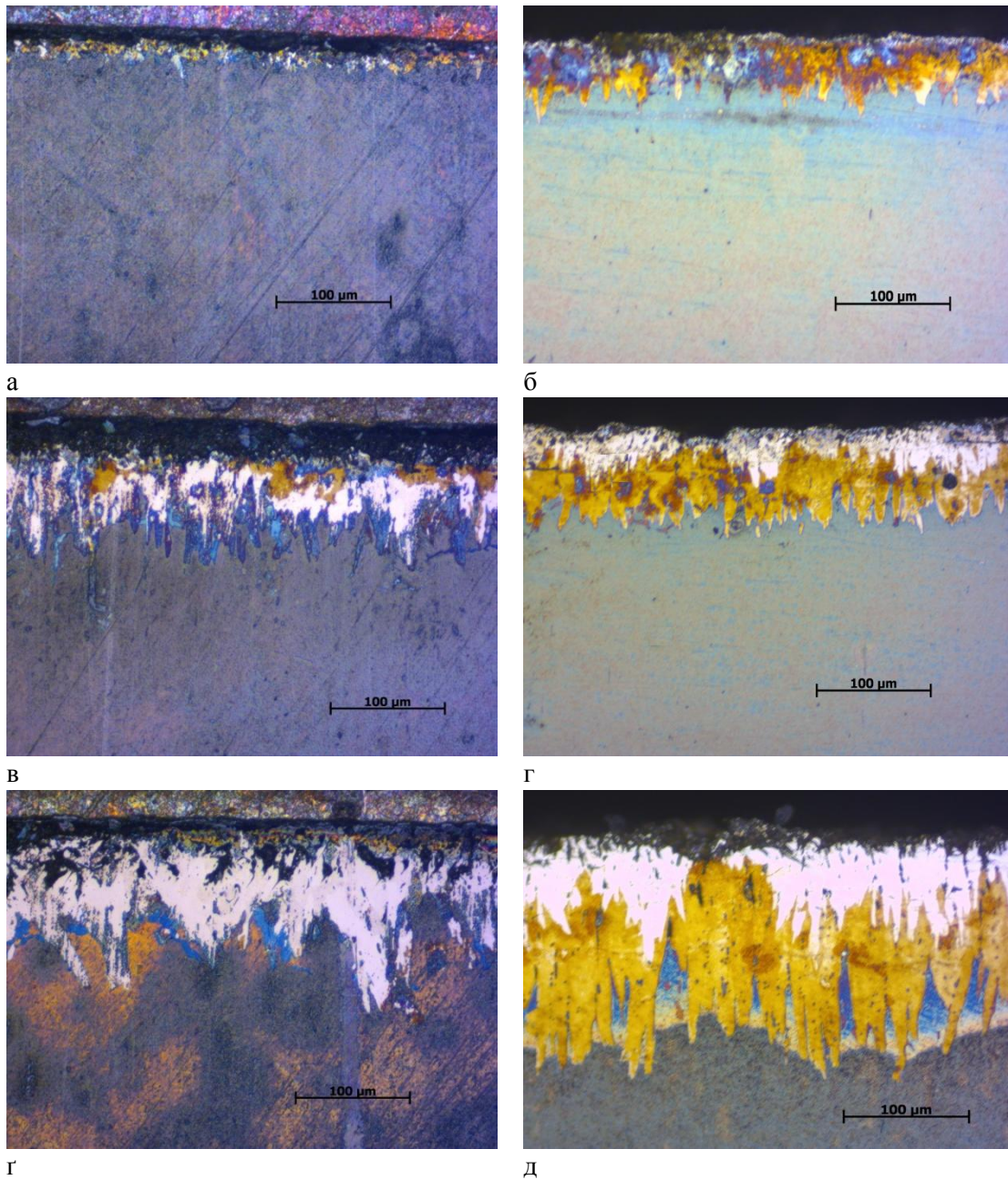
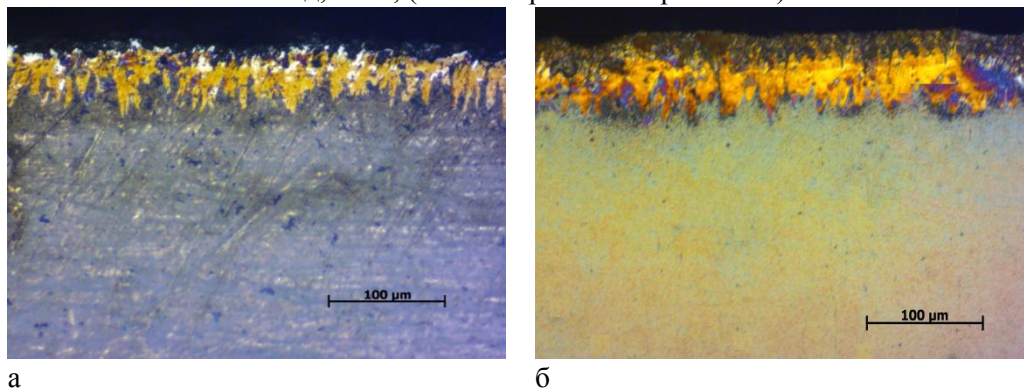


Рис. 2. - Мікроструктури комплексних боридних покриттів на сталі 45, отриманих в різних фізико-хімічних умовах:

а – борування без дії ЗМП, тривалість насичення 1 год, x200; б – борування в умовах дії ЗМП, тривалість насичення 30 хв, x200; в – борування без дії ЗМП, тривалість насичення 2 год, x200; г – борування в умовах дії ЗМП, тривалість насичення 1 год, x200; д – борування без дії ЗМП, тривалість насичення 4 год, x200; е – борування в умовах дії ЗМП, тривалість насичення 2 год, x200, (теплове травлення при 400 °С)



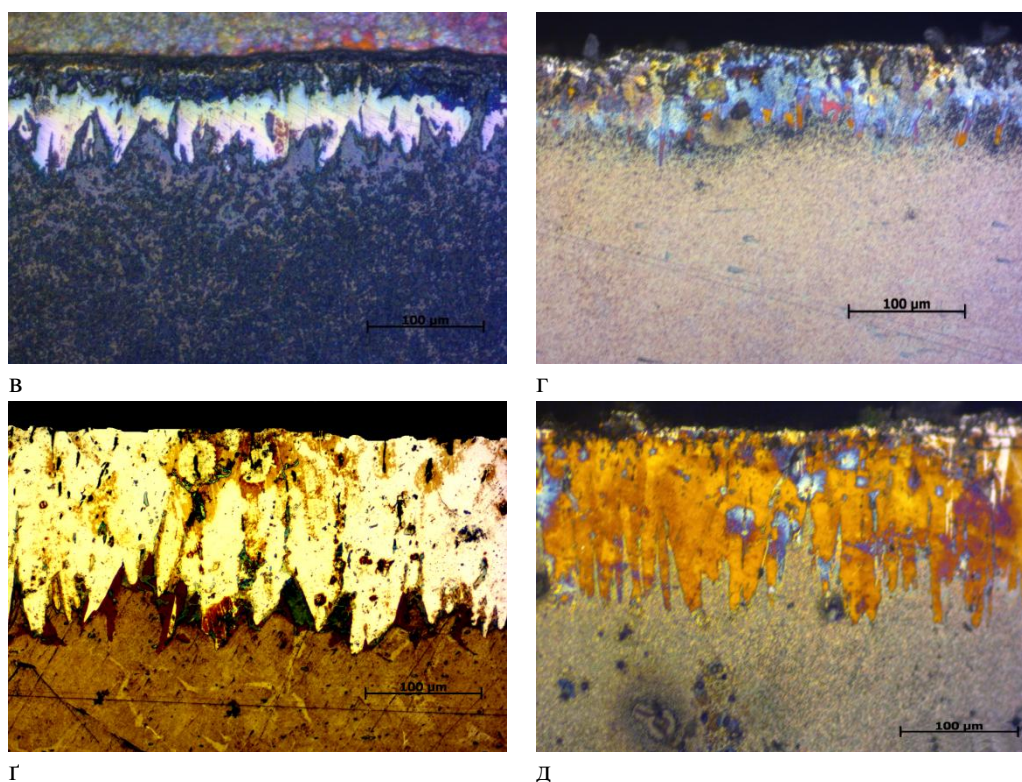


Рис. 3. - Мікроструктури комплексних боридних покриттів на сталі 45, отриманих в різних фізико-хімічних умовах:

- а – комплексне насичення бором та міддю без дії ЗМП, тривалість насичення 1 год, x200; б – комплексне насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, тривалість насичення 30 хв, x200; в – комплексне насичення бором та міддю без дії ЗМП, тривалість насичення 2 год, x200; г – комплексне насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, тривалість насичення 1 год, x200; г – комплексне насичення бором та міддю без дії ЗМП, тривалість насичення 4 год, x200; д – комплексне насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, тривалість насичення 2 год, x200, (теплове травлення при 400 °С)

Як відомо магнітне поле (МП) – складова електромагнітного поля, яка створюється змінним у часі електричним полем, рухомими електричними зарядами або спінами заряджених частинок. Магнітне поле спричиняє силову дію на рухомі електричні заряди (сила Лоренца). В нашому випадку магнітне поле взаємодіє з власними магнітними моментами іонів бору, що і спричиняє направлений рух іонів бору до сталюї поверхні матеріалу, що насичується, та прискорює утворення боридних фаз FeB та Fe_2B . Ймовірно, магнітне поле спричиняє деяке зміщення в розташуванні спінів в атомах решітки аустеніту, а це впливає на ефективний радіус атома аустеніту і, як наслідок, може приводити до незначного розширення пор в кристалічній ґратці. Останнє в свою чергу зменшує енергію активації для дифузійного проникнення атомів бору в глибші шари сталевोї матриці.

В системі $Fe - B$ масоперенесення елементів здійснюється переважно шляхом дифузії бору через боридний шар до основного фронту реакції, розташованому на міжфазних границях залізо – борид Fe_2B і борид Fe_2B – борид FeB . При формуванні дифузійного шару на поверхні металу по досягненні граничного насичення бором твердого розчину (γ) спочатку виникає зародок, а потім голки тетрагонального бориду Fe_2B ($a = 5,109 \text{ \AA}$, $c = 4,249 \text{ \AA}$ і $c/a = 0,832 \text{ \AA}$), що містить 8,84% В, густина якого складає $7,336 \text{ г/см}^3$.

Голки тетрагонального бориду ростуть поступово замикаючись в суцільний шар боридів Fe_2B . Потім на поверхні боридного шару виникають відокремлені голки, а після цього утворюється другий шар ромбічного бориду FeB , котрий має густину $6,706 \text{ г/см}^3$ ($a = 5,506 \text{ \AA}$, $b = 4,061 \text{ \AA}$ і $c = 2,952 \text{ \AA}$), що містить 16,25% В. Застосування магнітного поля призводить до розрихлювання ґратки і швидшому проникненню атому В в кристалічну ґратку Fe.

Проведено дослідження кінетики росту боридних шарів в різних фізико-хімічних умовах. Встановлено, що після дифузійного насичення в борувальній суміші протягом 4 годин без ЗМП отримуємо покриття, товщина яких складала 125–160 мкм, тоді, як при накладанні ЗМП

формується покриття товщиною 160–200 мкм за 2 години; при боромідненні протягом 4 годин без ЗМП формуються покриття товщиною 165–200 мкм, тоді, як при боромідненні в умовах дії ЗМП за 2 години дифузійного насичення виростають боридні фази товщиною 180–225 мкм (рис. 4.7 та рис. 4.8) [172–174].

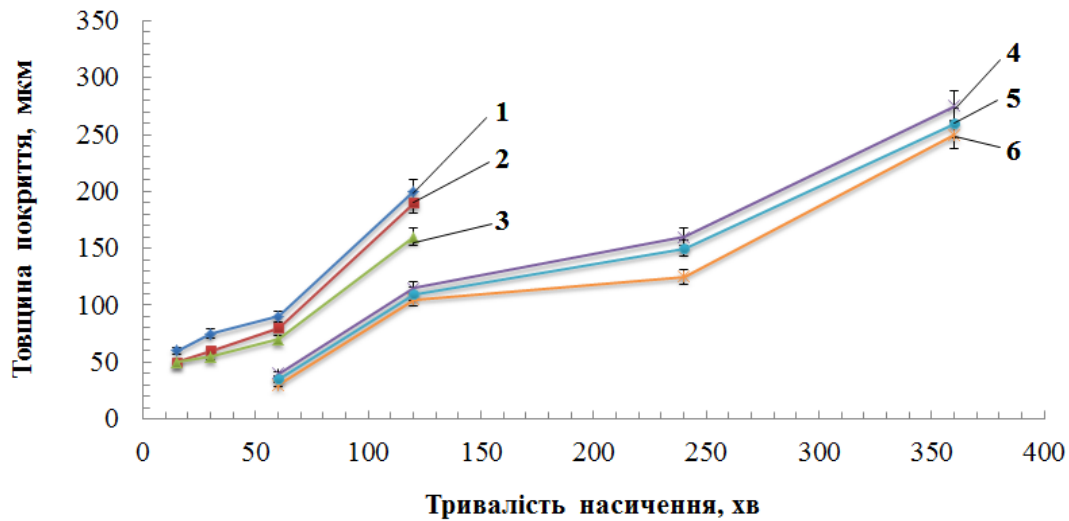


Рис. 4. - Кінетичні криві росту боридних покриттів, отриманих після:

1 – борування із застосуванням ЗМП, сталь 20; 2 – борування із застосуванням ЗМП, сталь 45; 3 – борування із застосуванням ЗМП, У10; 4 – борування без застосуванням ЗМП, сталь 20; 5 – борування без застосуванням ЗМП, сталь 45; 6 – борування без застосуванням ЗМП, У10

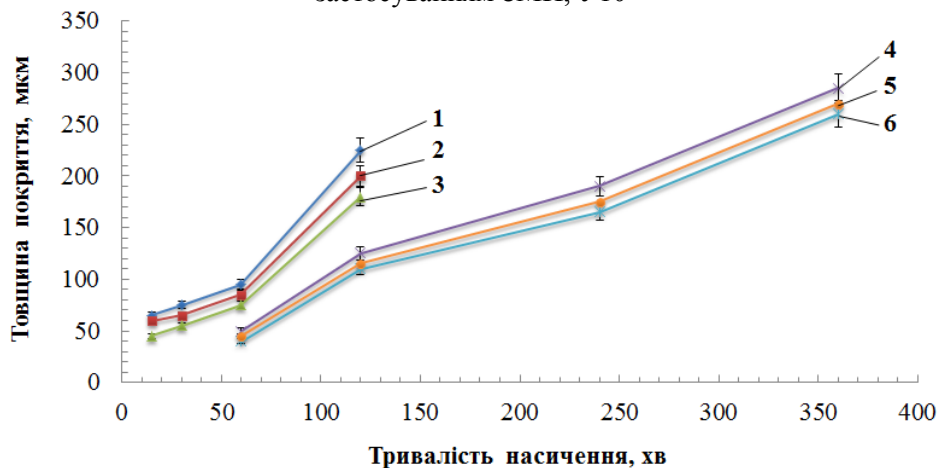


Рис. 5. - Кінетичні криві росту боридних покриттів, отриманих після:

1 – комплексного насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, сталь 20; 2 – комплексного насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, сталь 45; 3 – комплексного насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, У10; 4 – комплексного насичення бором та міддю без дії ЗМП, сталь 20; 5 – комплексного насичення бором та міддю без дії ЗМП, сталь 45; 6 – комплексного насичення бором та міддю без дії ЗМП, У10.

В роботі згідно рівняння Ареніуса [15] $D = D_0 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right)$ розраховано, що при дифузійному

боруванні без дії ЗМП енергія активації бору становить 89 кДж/моль. Накладання магнітного поля призводить до зменшення величини енергії активації бору і при боруванні з одночасною дією ЗМП вона становить 72 кДж/моль.

Енергія активації міді при боромідненні без дії ЗМП становить 177 кДж/моль, тоді як накладання магнітного поля призводить до зменшення E_a – 155 кДж/моль.

Висновки. В даній роботі досліджено структуру і кінетику росту боридних покриттів отриманих після комплексного насичення вуглецевих сталей бором та міддю із застосування зовнішнього магнітного поля (ЗМП). Даний метод нанесення боридних покриттів дозволяє 1,5 – 2 рази зменшити тривалість насичення деталей та отримати покриття з високою твердістю. При застосуванні ЗМП змінюється морфологія боридних шарів, гольчатість зерен різко зменшується,

зникають окремо пророслі в матрицю зерна боридів. Гольчаті зерна боридних фаз щільно прилягають один до одного та формується суцільний, однорідний боридний шар, товщина якого в 2 рази вища, ніж при боруванні без ЗМП

Список використаних джерел:

1. Кухарева Н.Г. Борирование углеродистых и легированных сталей в кипящем слое / Н.Г. Кухарева, С.Н. Петрович, Н.А. Галынская, В.Ф. Протасевич, Т.Н. Смирнова // Наука и Техника. – № 5. – 2012. – С. 11 – 17.
2. Костик В.О. Формирование микроструктуры борированного слоя на поверхности углеродистой конструкционной и инструментальной сталях из обзоров при печном нагреве / В.О. Костик, О.В. Сапуцкая, Е.А. Костик // Харьков: Восточно – Европейский журнал передовых технологий. – 17. – № 5/1. – 2005. – С. 63 – 68.
3. Чернега С.М. Комплексне насичення вуглецевої сталі бором і міддю / С.М. Чернега, І.А. Поляков, М.А. Красовський // Луцький національний технічний університет «Наукові нотатки». – 2015. – Вип. 49. – С. 165–171.
4. Похмурский В.И. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий / В.И. Похмурский, В.Б. Далисов, В.М. Голубец. – К.: Наук. думка, 1980. – 188 с.
5. Бернштейн М.Л. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле / М.Л. Бернштейн, В.Н. Пустовой. – М.: Машиностроение, 1987. – 254 с.
6. Иванцов А.Е. Бориды: Тематическая консультация для студентов механических специальностей / А.Е. Иванцов, Г.А. Рожкова. – Казань: Казанский государственный технологический университет, 2006. – 19 с.
7. Самсонов Г.В. Бориды / Г.В. Самсонов, Т.И. Серебрякова, В.А. Неронов. – М.: Атомиздат, 1975. – 375 с.
8. Matkovich V.I. Boron and Refractory Borides / V.I. Matkovich. – Berlin: Springer-Verlag, 1977. – 656 pp. – ISBN 978 – 3 – 642 – 66622 – 3.
9. Amberger E. Boron: Gmelin Handbook of Inorganic Chemistry, Supplement Vol. 2: Elemental Boron. Boron Carbides / E. Amberger, W. Stumpf. – Berlin: Springer, 1981. – 242 pp.
10. David R.L. CRC handbook of chemistry and physics / Lide R. David, Boca Raton. – CRC Press: Taylor and Francis Group, 2008. – 89th edition. – 2736 pp. – ISBN 978 – 1420066791.
11. Пат. 83894 України, МПК С23С 8/00. Склад порошкової суміші для бороміднення сталевих виробів / С. М. Чернега, І. А. Поляков, І. Ю. Медова ; заявники і патентовласники С. М. Чернега, І. А. Поляков, І. Ю. Медова. – № u201215001 ; заявл. 27.12.2012 ; опубл. 10.10.2013, Бюл. № 19.
12. Пат. 109189 України, МПК С23С 8/70. Склад для бороміднення сталевих виробів / П. І. Лобода, С. М. Чернега, І. А. Поляков, М. О. Красовський ; заявник і патентовласник Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут». – № u201603094 ; заявл. 25.03.2016 ; опубл. 10.08.2016, Бюл. № 15.;
13. Пат. 108781 України, МПК С23С 8/68, В05D 5/00. Спосіб борування сталевих виробів / С. М. Чернега, І. А. Поляков, М. О. Красовський, В. Д. Кузнецов; заявник і патентовласник Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут». – № u201601924 ; заявл. 29.02.2016 ; опубл. 25.07.2016, Бюл. № 14.
14. Пат. 109188 України, МПК С23С 8/70, В05D 5/00. Спосіб бороміднення сталевих виробів / С. М. Чернега, І. А. Поляков, М. О. Красовський, В. Д. Кузнецов ; заявник і патентовласник Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут». – № u201603093 ; заявл. 25.03.2016 ; опубл. 10.08.2016, Бюл. № 15.
15. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах. Курс лекций / Б. С. Бокштейн. – М.: Институт стали и сплавов, 1973. – 64 с.

УДК 621.9.02

Т.І. Четвержук, Р.М. Полінкевич, Н.Т. Зубовецька

Луцький національний технічний університет

ДО ПИТАННЯ ВПЛИВУ ЯКОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ
ХАРАКТЕРИСТИКИ ВУЗЛІВ ВЕРСТАТІВ

Якість поверхневого шару чинить істотний вплив на багато експлуатаційних властивостей деталей машин, їх з'єднань, а внаслідок цього на експлуатаційні властивості і надійність виробу. Формування мікрогеометрії поверхні і якості поверхневого шару є складним фізичним процесом з активною фізико-хімічною взаємодією усіх матеріалів, що знаходяться у зоні обробки.

Експлуатаційні характеристики деталей і вузлів верстатів залежать не стільки від якості металу всього перерізу, скільки від фізико-хімічних властивостей та стану поверхні виробів. Обумовлено це тим, що в поверхневих шарах при різних схемах навантаження виникають найбільші напруження. При виготовленні деталей машин необхідно забезпечити оптимальні показники якості поверхні, зокрема шорсткість, макро- і мікроструктуру матеріалу, твердість, величину і знак залишкових напружень.

Ключові слова: коефіцієнт тертя, мікрогеометрія, жорсткість стиків, деформації, хвилястість, зношення.

Т.И. Четвержук, Р.М. Полинкевич, Н.Т. Зубовецькая

К ВОПРОСУ ВЛИЯНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА
ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УЗЛОВ СТАНКА

Качество поверхностного слоя оказывает существенное влияние на многие эксплуатационные свойства деталей машин, их соединений, а вследствие этого на эксплуатационные свойства и надежность изделия. Формирование микрогеометрии поверхности и качества поверхностного слоя является сложным физическим процессом с активной физико-химическим взаимодействием всех материалов, находящихся в зоне обработки.

Эксплуатационные характеристики деталей станков зависят не столько от качества металла всего сечения, сколько от физико-химических свойств и состояния поверхности изделий. Обусловлено это тем, что в поверхностных слоях при различных схемах нагружения возникают наибольшие напряжения. При изготовлении деталей машин необходимо обеспечить оптимальные показатели качества поверхности, в частности шероховатость, макро- и микроструктуру материала, твердость, размер и знак остаточных напряжений.

Ключевые слова: коэффициент трения, микрогеометрия, жесткость стыков, деформации, волнистость, износ.

T. Chetverzhuk, R. Polinkevich, N. Zubovetska

THE QUESTION OF INFLUENCE AS SURFACE LAYER ON OPERATING
CHARACTERISTICS MACHINE TOOLS

The quality of the surface layer has a significant impact on many performance properties of machine parts and their connections, and consequently the performance and reliability properties of the product. Formation of microgeometry and surface quality of the surface layer is a complex physical process with an active physical and chemical interaction of all materials found in the treatment zone.

Performance parts and components of machines depend not only on the quality of the metal section just as the physico-chemical properties and surface condition of products. This is due to the fact that in the surface layers at different load circuits having the greatest stress. In the manufacture of machine parts to ensure optimal performance surface quality, including roughness, macro-and microstructure of the material hardness, the magnitude and sign of the residual stresses.

Keywords: friction, microgeometry, stiffness of joints, warping, waviness, wear.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Нижче приводиться короткий перелік властивостей, функціональних залежностей параметрів поверхневого шару, які встановлені експериментально: експлуатаційні властивості, пов'язані з процесами тертя (коефіцієнт тертя, зносостійкість, інтенсивність і час прироблення, схильність до схоплювання поверхонь при терті, гідравлічна підйомна сила в парах ковзання); властивості, обумовлені стиковими явищами (жорсткість стиків в нормальному напрямі, дотична жорсткість стиків, теплопровідність стиків, демпфуючі властивості стиків); властивості міцності (втомна, циклічна, статична, термічна втомна міцність, пластичність металу, ударна в'язкість, міцність клейових з'єднань, міцність пресових з'єднань; опір агресивним середовищам (корозійна, ерозійна і кавітаційна стійкість); оптичні властивості (відбивна здатність і прозорість); аеро- і гідравлічні властивості (опір потоку рідини або газу, зміна коефіцієнтів тепловіддачі і теплопередачі); точнісні показники деталей; інші властивості (електричні, електромагнітні, акустичні).

З фізико-механічних властивостей на якість поверхні надає вплив структура металу поверхневого шару деталі. В процесі обробки під впливом високого тиску інструменту і високого нагрівання, структура поверхневого шару змінюється, і значно відрізняється від структури

основного металу. Поверхневий шар отримує підвищену твердість в наслідок наклепу, в ньому виникають внутрішні напруження. Глибина і ступінь наклепу залежать від властивостей металу деталей, способів і режимів обробки. Після механічної обробки в поверхневому шарі виникають внутрішні напруження, величина і знак залежить від методів і режимів обробки. Внутрішні напруження виникають під сумісною дією силових і теплових факторів. Силкові фактори (пластичні деформації) викликають утворення стискаючих напружень, теплові – розширюючих.

З приведенного переліку видно, що якість поверхневого шару чинить вплив на багато властивостей деталей і їх з'єднань. Проте об'єм теоретичних і експериментальних досліджень по встановленню конкретних залежностей не однорідний.

Метою дослідження є визначення впливу якості поверхневого шару на різні експлуатаційні та деформаційні властивості при металообробці.

Деформації стиків грають значну роль в загальному балансі жорсткості металоріжучих верстатів і їх вузлів, що вперше було відмічено ще К.В. Вотіновим. Як показали численні досліди, стикова деформація Δ може бути підрахована по формулі $\Delta = c \cdot p^x$, де c і x – коефіцієнти; p – нормальний контактний тиск.

Великий вплив на стикову деформацію роблять мікрогеометрія, хвилястість і макрогеометрія. У загальному вигляді великим нерівностям відповідають великі деформації. Проте тільки одна висота нерівностей не визначає величину деформації. Великий вплив на деформацію здійснює також форма вершин нерівностей, яка в першому наближенні може бути оцінена усередненою формою опорної кривої $\eta = b \cdot e^v$. Докладні експериментальні дані по впливу режимів і методів обробки на коефіцієнти b , v , а також на величини радіусів закруглень вершин мікронерівностей отримані Е.В. Рижовим.

Аналіз процесів, що відбуваються при стикових деформаціях, дозволив дати ряд аналітичних формул за їх розрахунком (рис. 1).

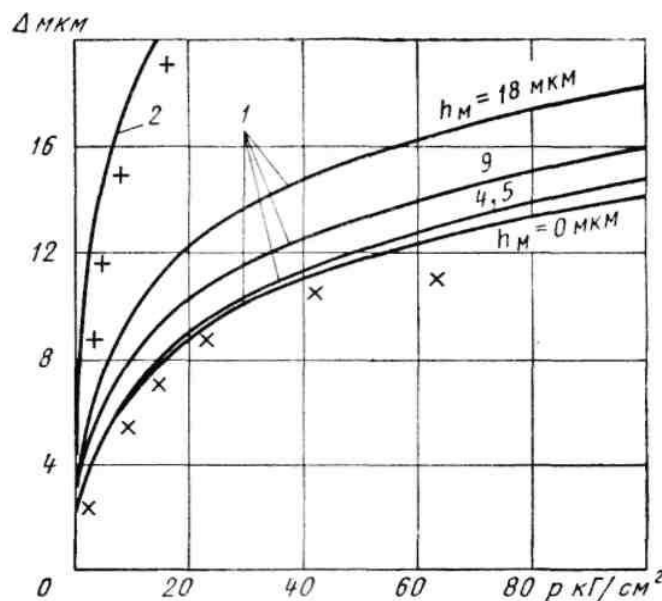


Рис. 1. Розрахункові криві впливу контактної тиску на стикові деформації струганих поверхонь при: 1 - $s = 0,28$; 2 - $s = 0,56$ мм/дв.хід

Для випадку контакту двох однакових шорстких поверхонь була отримана формула

$$p = \frac{12\sigma_0\sigma^4}{S^2h^2} \left(\frac{S}{4H_m} - \frac{H_m}{S} \right) \cdot I^5 \phi \left(\frac{z}{\sqrt{2}} \right) \quad (1)$$

де σ_0 — середній тиск на майданчику контакту;

σ — середнє квадратичне відхилення для розподілу висот вершин мікронерівностей;

S — середній крок мікронерівностей;

I^5 — спеціальна табульована функція, що є кратним інтегралом 5-го порядку від функції нормального розподілу;

$\frac{2b-x}{\sigma\sqrt{2}}$ (b — відстань між медіаною кривої розподіли висот вершин мікронерівностей і середньою лінією профілю, x — деформація).

Форма розрахункових кривих «тиск — стикова деформація», їх відповідність експериментальним даним для струганих поверхонь і вплив макронерівностей представлені на рис. 2.

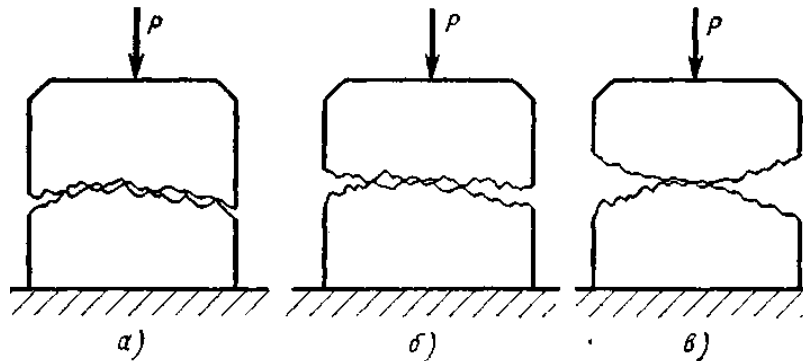


Рис 2. До аналізу впливу форми і взаємного розташування макронерівностей на жорсткість стику

Ряд формул аналогічного призначення були отримані Н. Б. Демкиним, Е. В. Рижовим.

Окрім мікрогеометрії, на стикові деформації великий вплив роблять макронерівності, причому в загальному вигляді збільшення макронерівностей також призводить до зниження жорсткості.

Проте на практиці облік їх впливу важчий. Умови контакту двох поверхонь можуть бути різними залежно від взаємного розташування і форми макронерівностей. Розрахувати заздалегідь взаємне розташування хвиль макронерівностей для конкретних деталей можна лише з певним ступенем вірогідності. Цей момент обумовлює значне розсіювання результатів вимірів жорсткості стиків за наявності нерівностей макрогеометричного порядку.

Залежно від умов контакту розрізняють три основні види тертя: сухе, граничне і рідинне. Найпомітніше вплив геометрії поверхні на коефіцієнт тертя для перших двох випадків. Як показують аналітичні формули, дана залежність визначається, в першу чергу, висотою мікронерівностей h_M , формою опорної кривої (коефіцієнти b , ν), радіусом закруглення вершин мікронерівностей.

На коефіцієнт сухого тертя, окрім параметрів мікрогеометрії, впливає і величина макронерівностей, що визначає контурний тиск q_c . Аналіз теоретичних формул показує, що поліпшення чистоти поверхонь підвищує величину коефіцієнта тертя. Проте для порівняно грубо оброблених поверхонь стає помітним механічне зачеплення вершин мікронерівностей, що приводить до збільшення коефіцієнта тертя, що у формулах не враховується. Тому в загальному вигляді залежність від висоти мікронерівностей має екстремальний характер. Певний вплив на коефіцієнт тертя надає і взаємне розташування рисок, отриманих при обробці на поверхнях ковзання. Висоти мікронерівностей роблять вплив на коефіцієнт тертя і за наявності мастила. Ця залежність зазвичай також має екстремальний характер.

Зношення, що відбувається в процесі тертя, викликає зміна мікро- і макрогеометрія поверхонь, що труться, що обумовлює зміну і коефіцієнта тертя. Тому в кінці періоду прироблення поверхні з різною початковою мікро- і макрогеометрією можуть мати приблизно однакові значення коефіцієнтів тертя.

Зношення є складним процесом, на інтенсивність зносу впливає велике число чинників. В даний час найбільш вивчені наступні види зносу: абразивний, окислюваний, зношення схоплюванням 1-го і 2-го роду, дифузійний і втомний.

В процесі зносу відбувається безперервна зміна параметрів поверхневого шару. Тому найпомітніше їх вплив в період прироблення. Проте є приклади, коли параметри початкової поверхні впливають на процес зношення і після його прироблення.

Таким чином, що на інтенсивність зносу роблять вплив висота мікро- і макронерівностей, форма опорної кривої, радіус закруглення вершин мікронерівностей, механічні характеристики матеріалу мікронерівностей. Залежність інтенсивності зносу від висоти мікронерівностей в умовах

граничного і гідродинамічного тертя зазвичай носить екстремальний характер, причому мінімальному значенню відповідає їх висота, яка виходить в процесі прироблення.

На тривалість прироблення великий вплив роблять макрогеометрія поверхні. Як показано Прониковим А.С., що відбуваються при цьому перерозподіл і зміна епюр контактної тиску істотно позначаються на працездатності і надійності даних вузлів машин.

Тривалість процесу прироблення залежить від інтенсивності зносу і погіршностей макрогеометричного порядку. У реальних умовах нерідкі випадки, коли період прироблення займає істотну частку часу від загального часу роботи з'єднання. У цих випадках вплив якості поверхневого шару на довговічність і надійність особливо великий.

Істотний вплив робить величина мікронерівностей на пластичні властивості металу. Численні досліді різних вчених показали, що збільшення мікронерівностей призводить до різкого зниження пластичності.

Дослідження С.С.Кедрова, Д.Н. Кудінова та ін. присвячені вивченню впливу характеристик стиків на вібростійкість верстатів. Особливо показано суттєвий вплив демпфуючої здатності стиків.

У контактній деталі машин дійсна площа дуже мала. При стисненні куль і циліндрів це пов'язано з формою деталей. В умовах контакту по площини або по циліндровій поверхні це пов'язано з мікро- і макронерівностями, внаслідок чого при малих навантаженнях дійсна площа складає долі відсотка від номінальної. Тому в прецизійних машинах контактні деформації превалюють над власними. Це особливо відноситься до металорізальних верстатів, які характеризуються: великою кількістю рухомих сполучень деталей, малими навантаженнями при остаточних точних операціях і особливо високими вимогами до точності. Роль контактних деформацій ілюструється наступним прикладом: контактні деформації в направляючих верстатів, що мають величини порядку 1 мкм на кожен 0,1 МПа тиску, в середньому рівні деформації чавунного стрижня довжиною 1 м під дією стискуючої напруги, рівної тиску в направляючих.

Контактні деформації при ідеальній площинній стиків або досконалому макроприляганні деталей невеликі. Спостережувані великі зближення в контактах деталей машин відбуваються внаслідок збільшених контактних деформацій на контактуючих вершинах макрохвиль, розпрямлення хвиль і загальних пружних деформацій деталей в зоні контакту. Контактні деформації знижують точність роботи приладів, верстатів і інших прецизійних машин, а також впливають на працездатність деталей і вузлів машин: на коливання і динамічні навантаження, на концентрацію і розподіл тиску в контактній деталі машин, а отже, на їх зносостійкість і довговічність. Ефект контактних деформацій не завжди негативний. Вони вирівнюють розподіл тиску між деформується поверхнями, що контактують пружно.

Висновки. Значний інтерес представляє вивчення жорсткості стиків безпосередньо у вузлах машин і жорсткості всієї машини, коли враховується реальний стан поверхневого шару, розміри його номінальної і фактичної площі, напрям дії навантаження, наявність мастила і тому подібне.

При великих номінальних площах контакту пружні зближення значно більше і вони ближче слідує закону Гука. Це пов'язано з великими відхиленнями поверхонь, що сполучаються, від площини, великими власними деформаціями контактуючих деталей і більшою їх роллю в балансі переміщень, а також великим місцевим тиском на макроплямах контакту.

Контактуючі поверхневі шари володіють не тільки нормальною, але і дотичною податливістю. Для особливо точних розрахунків переміщення (переважно в умовах пружного повороту), а також для розрахунків міцності фрикційних зчеплень і демпфування коливань представляє інтерес знання дотичної контактної податливості.

Список використаних джерел:

1. Шевелева Т.Н. Теория формообразования и контакта движущихся тел, –М.: Изд-во "Станкин", 1999. – 494 с.
2. Демкин Н.Б. Фактическая площадь касания твердых поверхностей. М.: Изд-во АН СССР, 1962. - 110 с
3. Струтинський С.В., Кропивна А. Аналіз процесів технологічних систем: навч. посібник / С.В. Струтинський, А. Кропивна. – Кіровоград: КОД, 2010. – 428 с.
4. Проников А.С. Параметрическая надежность машин. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2002. - 560 с.
5. Yoshimura M. Design optimisation of machine tool structure with respect to dynamic characteristics // Trans. of the ASME. – 1983, – V. 105, –№ 1, – P. 88-96.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 678.6 : 677.5

О.П. Чигвинцева, И.В. Рула*Днепропетровский государственный аграрно-экономический университет***ИЗУЧЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕПЛАСТИКА НА ОСНОВЕ ФЕНИЛОНА**

Проведен сравнительный анализ трибологических свойств ароматического полиамида фенилон С2 и углепластика на его основе, содержащего 15 мас. % углеродного волокна марки углен. Установлено, что армирование фенилона существенно снижает коэффициент трения, повышает износостойкость и критерий работоспособности полимерного материала. Изучение влияния режимов эксплуатации на основные трибологические свойства углепластика показало, что он имеет незначительный коэффициент трения (0,23-0,08), минимальную интенсивность линейного изнашивания ($0,03-0,04 \cdot 10^{-9}$) и критерий работоспособности PV не более 1,6 МПа · м/с, что позволяет рекомендовать его к использованию в качестве антифрикционного материала узлов трения машин и механизмов.

Ключевые слова: ароматический полиамид, углеродное волокно, углепластик, коэффициент трения, интенсивность линейного изнашивания, критерий работоспособности, антифрикционный материал.

*Рис. 3, Табл. 3, Лит. 10.***О.П. Чигвинцева, И.В. Рула****ВИВЧЕННЯ ТРИБОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВУГЛЕПЛАСТИКА НА ОСНОВІ ФЕНІЛОНУ**

Проведений порівняльний аналіз трибологічних властивостей ароматичного поліаміду фенілон С2 і вуглепластика на його основі, що містить 15 мас. % вуглецевого волокна марки углен. Встановлено, що армування фенілону суттєво знижує коефіцієнт тертя, підвищує зносостійкість та критерій працездатності полімерного матеріалу. Вивчення впливу режимів експлуатації на основні трибологічні властивості вуглепластика показало, що він має незначний коефіцієнт тертя (0,23-0,08), мінімальну інтенсивність лінійного зношування ($0,03-0,04 \cdot 10^{-9}$) та критерій працездатності PV не більше 1,6 МПа · м/с, що дозволяє рекомендувати його до застосування як антифрикційний матеріал вузлів тертя машин та механізмів.

Ключові слова: ароматичний поліамід, вуглецеве волокно, вуглепластик, коефіцієнт тертя, інтенсивність лінійного зношування, критерій працездатності, антифрикційний матеріал.

O.P. Chigvintseva, I.V. Rula**STUDY OF TRIBOLOGY PROPERTIES CARBON PLASTIC ON BASIS OF PHENILON**

The comparative analysis of tribology properties of aromatic polyamide of phenilon C2 and carbon plastic on his basis, containing 15 mass. % carbon fibre of brand of ugen is conducted. It is set that reinforcement of phenilon substantially reduces the coefficient of friction and promotes wearproofness and criterion of capacity of polymeric material. Study of influence of the modes of exploitation on basic tribology properties carbon plastic showed that he had insignificant coefficient of friction (0,23-0,08), minimum intensity of linear wear ($0,03-0,04 \cdot 10^{-9}$) and criterion of capacity of PV no more than 1,6 MPa · m/s, that allows to recommend him to using as antifriction material of knots of friction of machines and mechanisms.

Keywords: aromatic polyamide, carbon fibre, carbon plastic, coefficient of friction, intensity of linear wear, criterion of capacity, antifriction material.

Постановка проблеми. Увеличение срока службы полимерных деталей машин и механизмов, подверженным интенсивному изнашиванию, является одной из наиболее важных задач современного машиностроения. Известно, что порядка 80-90 % потери работоспособности изделий подвижных сочленений происходит вследствие износа их узлов и деталей [1]. При этом затраты на ремонт, техническое обслуживание и восстановление изношенных деталей машин в современных условиях, характеризующихся ужесточением режимов эксплуатации, значительно возрастают [2].

Учитывая то, что физико-химические явления, которые развиваются в зоне контакта узла трения, отличаются значительной сложностью [1], изучение механизмов и основных закономерностей процессов трения и износа изделий из полимерных композиционных материалов (ПКМ), имеет важное научное и прикладное значение.

Цель работы. Учитывая вышеизложенное, с целью создания ПКМ антифрикционного назначения с повышенной износостойкостью ароматический полиамид фенилон С2 (ТУ6-05-226-72) армировали низко модульным углеродным волокном углен-9 в количестве 15 мас. %. Композиции готовились методом сухого смешения во вращающемся электромагнитном поле, а перерабатывались в блочные изделия методом компрессионного прессования.

Материалы и методика исследований. Ароматический полиамид фенилон С2 относится к числу термопластичных полимеров, сохраняющих свою работоспособность до температуры 260°C. Он представляет собой линейный гетероцепной сополимер, содержащий в главной цепи макромолекулы амидную группу $-NHCO-$, соединенную с обеих сторон фенильными фрагментами [3]:

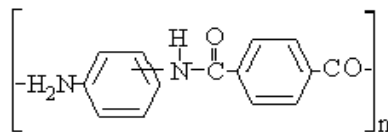


Таблица 1.

Свойства фенилона С-2 (ТУ6-05-226-72)

Внешний вид	Насыпная плотность, г/см ³	Влажность, %	Удельная вязкость 0,5%-го раствора в ДМФА	Температура стеклования, К
мелкодисперсный белый порошок	0,33	0,40	1,2	553

При выборе углеродного волокна (УВ) учитывалось то, что массовое применение высокопрочных высокомодульных УВ весьма ограничено вследствие их высокой стоимости. Поэтому для армирования фенилона С-2 было выбрано анизотропное низкомодульное УВ широкого назначения марки Углен-9, основные технические характеристики которого представлены в таблице 2 [4].

Таблица 2.

Свойства волокна Углен-9 (ТУ 6-06-и-87-81)

Диаметр, мкм	Содержание углерода, вес. %	Прочность элементарного волокна, МПа	Прочность при разрыве, МПа	Модуль упругости $\times 10^{-3}$, МПа
7-9	90	350	500	15

Изучение триботехнических характеристик фенилона С2 и углепластика (УП) на его основе производилось в условиях трения без смазки на дисковой машине трения [5] при нагрузках 0,5-0,8 МПа и скоростях скольжения 1, 1,5 и 2 м/с, путь трения составлял 1000 м. В качестве контртела использовался диск, изготовленный из стали 45 (ГОСТ 1050-74), термообработанной до твердости 45-48 HRC, с шероховатостью поверхности $R_a = 0,16-0,32$ мкм.

Коэффициент трения f определялся по формуле:

$$f = \frac{(F_1 + F_2)}{N} \quad (1)$$

где N – нормальная нагрузка на образец; F_1 – сила трения испытуемого образца; F_2 – потери, возникающие при повороте рычага на остриях в горизонтальной плоскости.

Интенсивность линейного изнашивания I_h рассчитывалась согласно соотношению:

$$I_h = \frac{\lambda}{\rho_T} \cdot \frac{dG}{(A_a \cdot dL_T)} \quad (2)$$

где G – величина весового износа; L_T – путь трения, м; A_a – номинальная площадь контакта; ρ_T – плотность исследуемого образца.

Результаты исследований и их обсуждение. Результаты проведенных исследований процесса трения фенилона С2 (табл. 3) свидетельствуют о том, что с повышением удельной нагрузки коэффициент трения связующего независимо от скорости скольжения снижался. Причем, если при минимальной скорости скольжения ($v = 1$ м/с) фенилон С2 стабильно работал во всем нагрузочном режиме и его коэффициент трения снижался в среднем на 30 %, то при $v = 1,5$ м/с в условиях максимальной нагрузки ($P = 0,8$ МПа) материал интенсивно изнашивался, а при $v = 2$ м/с образец полностью терял работоспособность и определить коэффициент трения не удалось.

Таблиця 3.

Влияние режимов эксплуатации на коэффициент трения и интенсивность линейного изнашивания фенилона С2

Скорость скольжения, м/с	Удельная нагрузка, МПа		
	0,50	0,65	0,80
Коэффициент трения			
1	0,63	0,45	0,43
1,5	0,38	0,26	–
Интенсивность линейного изнашивания, $I_l \times 10^{-9}$			
1	1,95	6,5	9,9
1,5	9,3	–	–

Обращает на себя внимание тот факт, что интенсивность линейного изнашивания фенилона с ужесточении нагрузочного режима снижалась более, чем в 5 раз [8]. Изучение поверхности контртела при трении связующего показало на наличие на ней пленки переноса, образующейся из продуктов трибодеструкции фенилона вследствие усталостного механизма разрушения пластика. В процессе трения происходило многократное деформирование полимера в отдельных пятнах фактического контакта, которое привело к разрушению и последующему отделению материала [9]. Кроме того, образование указанной поверхностной пленки можно объяснить тем, что в результате повышения температуры в зоне контакта (от 334 до 351 К) возросли адгезионные силы между полимерным образцом и стальным диском. В определенный момент силы внешнего трения стали превышать силы внутреннего трения, верхние слои полимера приобрели высокую подвижность по всей поверхности трения и происходило их намазывание на контртело [6], что, в конечном итоге, привело к резкому росту интенсивности линейного изнашивания при $P = 0,65, 0,8$ МПа и $v = 2$ м/с.

В ходе триботехнических исследований установлено, что во всем диапазоне нагрузок УП имел более низкий коэффициент трения по сравнению с полимерным связующим. Максимальное падение коэффициента трения УП (в 2,6-2,9 раз) наблюдалось при $v = 1$ м/с и $P = 0,65$ МПа (рис. 1), при $v = 1,5$ м/с данный показатель был на 34-46% ниже, чем у фенилона, а при $v = 2$ м/с

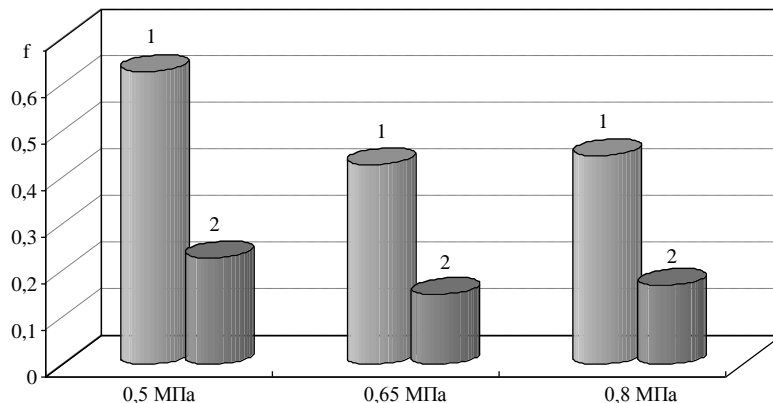


Рис. 1. - Зависимость коэффициента трения фенилона С2 (1) и углеродистого пластика на его основе (2) от удельного давления при испытаниях в условиях скорости скольжения 1 м/с

УП имел минимальный коэффициент трения (0,23-0,08), который снижался при повышении удельной нагрузки достигая минимального значения при $P = 0,8$ МПа (рис. 2). Образец из фенилона при $v = 2$ м/с полностью потерял свою работоспособность и коэффициент трения определить не удалось [7]. Указанный факт объясняется тем, что при трении в условиях высокой скорости скольжения происходил значительный разогрев поверхности трения связующего, обусловленный невысокой его теплопроводностью (средний коэффициент теплопроводности фенилона С2 составлял 0,32, а УП – 0,46 Вт/м · К). Таким образом, высокая температура, которая развивалась в зоне контакта полимерный образец – контртело (более 350 К), не позволила

обеспечить хороший теплоотвод из зоны трения, вследствие чего произошёл катастрофический износ полимера и выход его со строя.

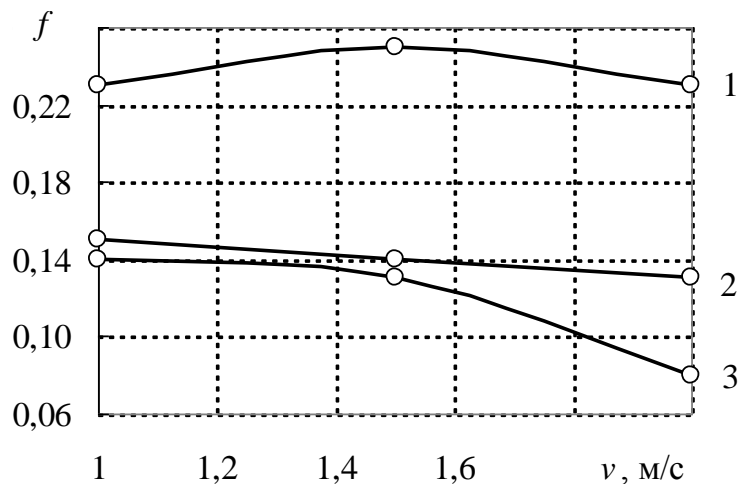


Рис. 2.- Зависимость коэффициента трения углепластика на основе фенилона С2 от скорости скольжения при трении в условиях удельных нагрузок: 0,5 (1), 0,65 (2) и 0,8 (3) МПа

Интенсивность линейного изнашивания УП находилась в пределах $0,03-0,04 \cdot 10^{-9}$, в то время как для образцов связующего I_h возрастала от $1,95$ до $9,9 \cdot 10^{-7}$ при $v = 1,0$ м/с, а при $v = 1,5-2,0$ м/с связующее катастрофически изнашивалось. Минимальную интенсивность линейного изнашивания имели образцы УП, испытанные при $P = 0,65$ МПа и $v = 1,0$ м/с (рис. 3). В целом установлено, что с увеличением скорости скольжения во всем исследованном интервале удельных нагрузок интенсивность линейного изнашивания УП возрастала, причем наиболее ярко проявлялась данная тенденция при $P = 0,5$ МПа.

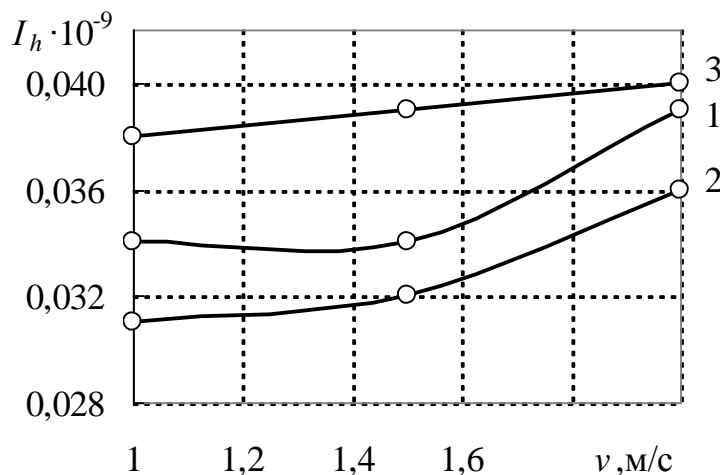


Рис. 3.- Зависимость интенсивности линейного изнашивания углепластика на основе фенилона С2 от скорости скольжения при трении в условиях удельных нагрузок: 0,5 (1), 0,65 (2) и 0,8 (3) МПа

Основной характеристикой, определяющей граничные условия эксплуатации изделий, работающих в условиях сухого трения, является фактор PV (произведение удельной нагрузки на скорость скольжения). Чем выше значение критерия PV антифрикционного материала, тем предпочтительнее его использование даже в том случае, если стоимость этого материала превосходит стоимость других антифрикционных материалов [10]. В результате проведенных триботехнических испытаний установлено, что изделия из УП имеют критерий $PV \leq 1,6$ МПа · м/с, в то время как для связующего он не превышал $1,0$ МПа · м/с.

Выводы. Таким образом, данные триботехнических исследований свидетельствуют о том, что армирование полиамидного связующего волокном марки углен, позволяет получить износостойкий материал антифрикционного назначения. При испытаниях в условиях наиболее

жестких режимов эксплуатации ($P = 0,8$ МПа, $v = 2$ м/с) УП на основе фенилона С2 и 15 мас. % волокна углен, имел низкий коэффициент трения (0,23-0,08), минимальные значения интенсивности линейного изнашивания ($0,03-0,04 \cdot 10^{-9}$) и более высокий по сравнению со связующим критерий работоспособности $PV (\leq 1,6$ МПа \cdot м/с). Разработанный УП можно рекомендовать к использованию в качестве антифрикционного материала узлов трения машин и механизмов.

1. Энциклопедия техники // <http://enciklopediya-tehniki.ru/tehnologiya-dobychi-gaza-i-nefti/trenie-iznos-i-smazka.html>.
2. Износостойкость конструкционных материалов: учеб. пособие / Л.И. Куксенова, С. А. Герасимов, В. Г. Лаптева. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. – 237 с.
3. Соколов Л.Б., Герасимов В.Д., Савинов В.Д., Беяков В.К. Термостойкие ароматические полиамиды. – М.: "Химия", 1975. – 256 с.
4. Углеродные волокнистые материалы / А.А. Конкин, М.Т. Азарова, Н.С. Волкова и др. // Химические волокна. – 1977. – № 3. – С. 65-66.
5. Трохимович А.Н., Приходько О.Г., Фомичев И.А. Машина для изучения свойств полимерных материалов // Машиностроитель. – № 3. – 1970. – С. 43-45.
6. Билик Ш.М. Пары трения металл – пластмасса в машинах и механизмах. М.: Машиностроение, 1965. – 312 с.
7. Чигвинцева О.П., Рула И.В. Исследование процессов трения и изнашивания углепластика на основе ароматического полиамида // Матеріали I Всеукраїнської наукової конференції "Теоретичні та експериментальні аспекти сучасної хімії та матеріалів", 10 квітня 2017, Дніпро, С. 29-31.
8. Чигвинцева О.П., Рула И.В., Киприч В.В. Изучение триботехнических характеристик углепластика на основе фенилона // Матеріали IV Всеукраїнської науково-практичної конференції молодих вчених та студентів "Фізика і хімія твердого тіла: стан, досягнення і перспективи", 28-29 жовтня 2016, Луцьк, С. 134-136.
9. Бартенев Г.М., Лаврентьев В.В. Трение и износ полимеров. Ленинград: Изд-во "Химия", 1972, 240 с.
10. Обзорная информация "Композиционные материалы на основе углеродных волокон и полимерной матрицы", Серия: Промышленность химических волокон, Москва: НииТэхим, 1979, С. 55.

Рецензенты:

А.Д. Деркач, к.т.н., доцент, зав. кафедры эксплуатации машинно-тракторного парка Днепропетровского государственного аграрно-экономического университета

В.В. Аулин, профессор кафедры эксплуатации и ремонта машин Кировоградского Национального технического университета

Стаття надійшла до редакції 19.04.2017

УДК 620.193

О.Е. Чигиринець, В.І. Воробйова, М.І. Скиба*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»***ФОРМУВАННЯ ПРОТИКОРОЗІЙНОГО ПОКРИТТЯ НА ПОВЕРХНІ СТАЛІ ІЗ ПАРОВОЇ ФАЗИ СИЛОКСАНІВ**

Прискореними гравіметричним методом корозійних випробувань в умовах періодичної конденсації вологи встановлено синергетичне підвищення інгібуючої ефективності рослинного екстракту при введенні алкоксисиланів. Отримані результати поглиблюють наукові основи підбору синергетичних компонентів до рослинних екстрактів.

Ключові слова: покриття, атмосферна корозія, леткий інгібітор, плівка, силоксан.

Рис. 2. Літ. 6.

Е.Э. Чигиринец, В.И. Воробьева, М.И. Скиба**ФОРМИРОВАНИЕ АНТИКОРРОЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ СИЛОКСАНОВ**

Ускоренными гравиметрическим методом коррозионных испытаний в условиях периодической конденсации влаги установлено синергетическое повышение ингибирующей эффективности ингибитора коррозии на основе природных органических соединений при введении алкоксисиланов. Полученные результаты углубляют научные основы подбора синергетических компонентов к растительным экстрактам.

Ключевые слова: покрытие, атмосферная коррозия, летичий ингибитор, пленка, силоксан.

O.E. Chygyrynets', V.I. Vorobyova, M.I. Skiba**ANTI-CORROSION FILM FORMED ON CARBON STEEL SURFACE BY ORGANOSILANES FROM GAS-VAPOR PHASE**

The results of obtained information will help to deepen scientific principles for the development of volatile corrosion inhibitors. Their inhibition action was evaluated on corrosion of mild steel under a thin-film electrolyte consisting of simulated water using the weight loss method installed a synergistic increase in the inhibitory activity of a plant extract when administered alkoxy silanes compounds. The obtained results improve the scientific basis for selection the synergistic components in plant extracts.

Keywords: coating, atmospheric corrosion, volatile inhibitors, films, organosilanes.

Постановка проблеми. За відсутності протикорозійного захисту на поверхні металовиробів під час його зберігання, тимчасового ремонту устаткування, або транспортування, утворюються корозійні ураження, які значним чином погіршують товарний вигляд, знижують його споживчу цінність і, відповідно, вартість продукції. На сьогоднішній день найбільш технологічним і ефективним методом протикорозійного захисту під час зберігання або транспортування металевих виробів є використання летких інгібіторів атмосферної корозії (ЛІАК) [1-6].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Аналіз сучасної науково-технічної літератури свідчить, що процес виробництва летких інгібіторів шляхом організації багатостадійного синтезу в сучасних умовах є завдання технічно складним, а інколи і економічно не вигідним. Тому найбільш перспективними є комбінаційні ЛІАК, отримання яких в ідеальному випадку передбачає просте змішування рослинних продуктів з індивідуальними синтетичними органічними сполуками.

Постановка задачі. Для вирішення цієї задачі в роботі розроблено комбінаційний інгібітор на основі рослинного екстракту і леткого силану - (3-аміно-пропіл)-триетоксисилан для модифікації поверхні сталі.

Метою даної роботи було розробка комбінаційного інгібітору та визначення механізму формування захисної плівки на поверхні сталі.

Виклад основного матеріалу.

Вивчення ефективності дії ІЕГВ і ЛІАК на його основі, на корозійно-електрохімічну поведінку сталі проводили на зразках металу, виготовлених зі сталі Ст20. Протикорозійну ефективність екстракту шроту ріпаку як леткого інгібітору атмосферної корозії сталі оцінювали методом прискорених випробувань за умови конденсації вологи. Для досліджень були використані зразки загальною площею 25 см², які розміщували в герметичній посудині з інгібітором на 3 доби для формування захисної плівки. Після чого в герметичну ємність додавали 15 см³ розчину для конденсації, герметично закривали і розміщували в термокамері, в якій підтримували режим

періодичної конденсації вологи (1 цикл випробувань складає: 8 годин при температурі 40°C і 16 годин - при температурі 25°C). Загальна тривалість випробувань складала 21 добу. Загальна тривалість випробувань складала 21 добу. Швидкість корозії сталі визначали гравіметричним методом. Натурні та прискорені випробування захисної дії інгібіторів проводили за ГОСТ 1510 – 69, ГОСТ 9.041 – 74, ГОСТ 9.509 – 89. Визначення поляризаційних характеристик проводили за допомогою потенціостата ПИ-50.1 (з програматором ПР-8) в потенціостатичному режимі.

Морфологію поверхні досліджували за допомогою електронного мікроскопі SEM. Реєстрацію ІЧ – спектрів екстрактів рослинної сировини здійснювали на ІЧ – Фур'є – спектрометрі Jasco FT/IR – 4000.

Аналіз результатів пришвидшених корозійних випробувань свідчить, що рослинний екстракт та розроблений комбінаційний інгібітор забезпечують достатньо високий ступінь протикорозійного захисту сталі ($Z = 65...99\%$).

Закономірно, що при використанні комбінаційного ЛПАК ступінь захисту суттєво збільшується і становить близько 99,6%. Слід зауважити, що обробка зразків у паровій фазі індивідуального ізопропанолу та аміносилану не підвищує корозійну тривкість металу.

Загально визнано, що швидкість процесу формування захисної плівки на поверхні металу і її захисні властивості залежать як від хімічної природи складових композиції легкого інгібітору. Тому в роботі електрохімічними методами досліджено впливу поверхневих плівок на часткові електродні процеси корозії сталевих зразків, що дало змогу дослідити кінетику формування захисних плівок на поверхні сталі. Аналіз катодних поляризаційних кривих (рис. 1) свідчить, що досліджуваний рослинний екстракт та комбінаційний інгібітор на його основі є легкими інгібіторами змішаного типу, які гальмують як катодну, так і анодну реакції корозійного процесу. Достатнім часом для формування захисної плівки на поверхні металу є попередня обробка зразка протягом 72 годин в паровій фазі ЛПАК (рис. 2), що також узгоджується з результатами досліджень морфології поверхні (рис. 2).

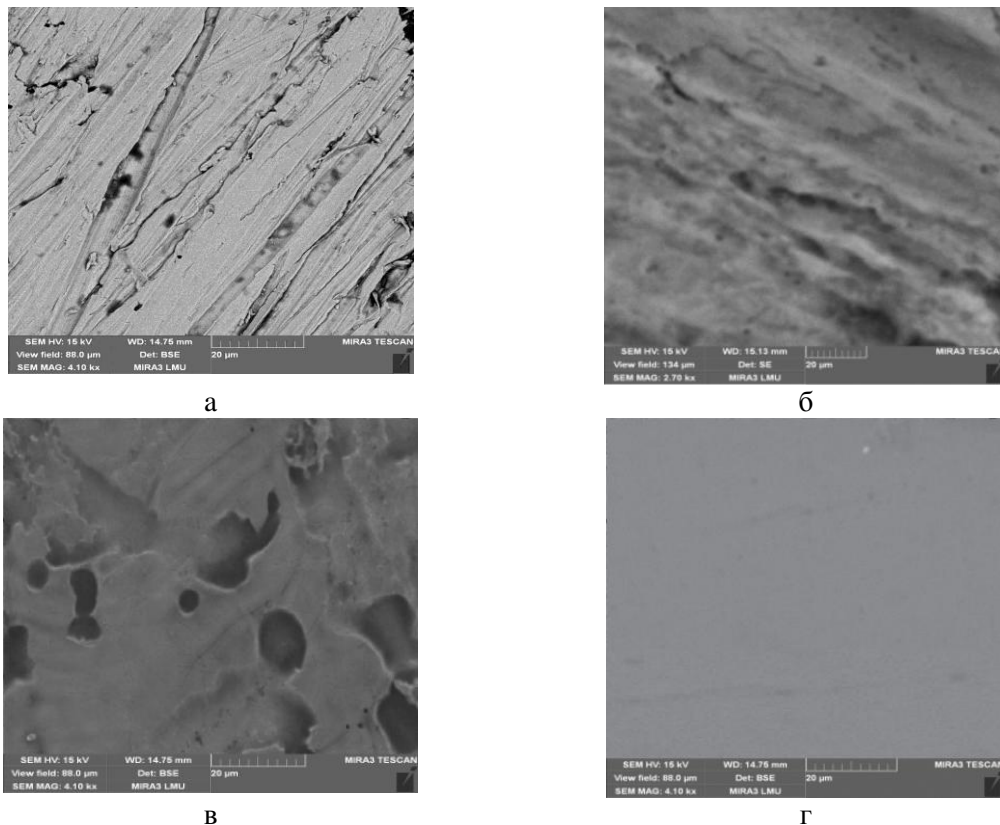


Рис. 1. Морфологія поверхні зразка сталі без обробки інгібітором (а) залежно від тривалості обробки комбінаційним ЛПАК (б-г)

Морфологія плівок в залежності від часу формування має різний зовнішній вигляд. Так, плівки, що формуються на поверхні сталі впродовж 24-48 годин, мають більш «рихлу» та

несуцільну будову. Зі збільшенням часу формування до 72 годин, сформована плівка є більш гладкою та щільною.

Для встановлення причин формування захисної плівки з більш високими захисними властивостями при використанні комбінаційного ЛІАК, були знято ІЧ-спектр рослинного екстракту та ІЧ-спектри поглинання плівки, сформованої на поверхні сталі після витримки в атмосфері летких сполук ізопропанольного екстракту гребенів винограду та комбінаційного ЛІАК (рис. 2). Отримані результати свідчать, що після 72 годин (рис. 4) формування плівки на ІЧ-спектрах спостерігається зменшення інтенсивності смуг, що характерні індивідуальному екстракту в області $1800 - 1580 \text{ cm}^{-1}$, смуг поглинання зв'язків $\nu(\text{C=O})$ і збільшення інтенсивності смуг поглинання зв'язків $\nu(\text{C=C})$ та $\nu(\text{C}\equiv\text{C})$ в області $1680 - 1640 \text{ cm}^{-1}$ та $2140 - 2100 \text{ cm}^{-1}$, що відповідають двом групам сполук – димерним і тримерним аддуктам полімеризації. Враховуючи вищезгадане, можна припустити, що модифікація захисних плівок під час їх формування пов'язана з хімічним перетворенням адсорбованих сполук рослинної сировини внаслідок взаємодії адсорбованих сполук між собою.

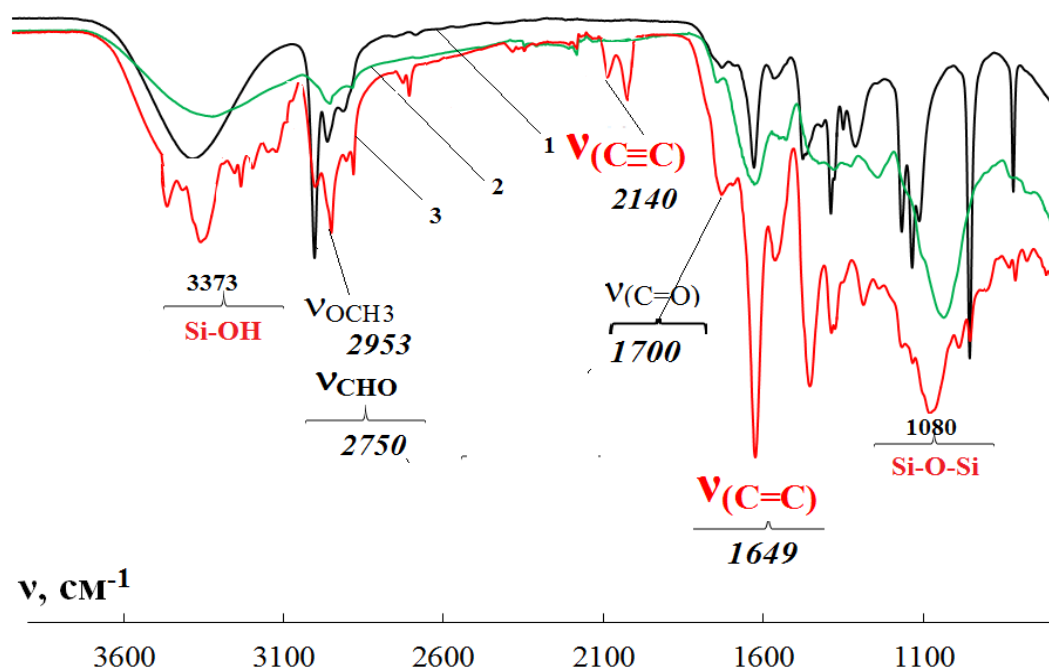


Рис. 2. ІЧ – спектри поглинання ІЕГВ (1) та ІЧ- спектри відображення на поверхні сталі Ст 3, обробленої леткими сполуками рослинного екстракту протягом 2) та комбінаційним ЛІАК (3)

По-друге аналіз ІЧ-спектрів після обробки комбінаційним ЛІАК вказує на присутність піків, що відповідають зв'язкам Si-O-Si (1080 cm^{-1}) і Si-OH (3373 cm^{-1}), і ще більш інтенсивні піки смуг поглинання зв'язків $\nu(\text{C=C})$ та $\nu(\text{C}\equiv\text{C})$, що відповідають полімеризаційним зв'язкам. Це дозволяє зробити припущення про вагомий внесок в захисну дію комбінаційного ЛІАК полімеризації та поліконденсації органічних сполук рослинних екстрактів між собою, а також леткого аміносилоксану на поверхні сталі. Вірогідно, що у присутності води, гідрозітована алкокси група здатна до утворення реакційної силанольної групи (Si-OH), яка вступає в реакцію з гідроксильною групою на поверхні металу, з утворенням силосан (Si-O-Si) і металсилосан (Me-O-Si) ковалентних зв'язків. Кислоти та альдегіди, які адсорбовані на поверхні сталі з парової фази рослинного ІЕГВ прискорюють гідроліз силанів. В результаті гідролізу алкоксильної груп, (3-амінопропіл) триетоксисилану, він перетворюється в силанол, молекули якого взаємодіють один з одним і утворюють силосанові зв'язків.

Отже, здатність силанів піддаватися гідролізу з подальшим перетворенням при взаємодії з кислотами, альдегідами, спиртами і парами води рослинного екстракту є перспективними для цілеспрямованого розвитку теоретичних засад формування нанорозмірного захисного покриття на поверхні металу з парогазової фази комбінаційних ЛІАК.

Висновки За результатами прискорених випробувань в умовах вологої атмосфери та поляризаційних досліджень у модельному електроліті вперше з'ясовано, що екстракт гребенів винограду та комбінаційний склад ЛІАК на його основі з вмістом леткого аміносилану, забезпечує високий рівень протикорозійного захисту металу. Формування плівки з максимальними захисними характеристиками закінчується після 72 годин експонування сталі Ст3 в парі ЛІАК. Процес гальмування швидкості корозії сталевих зразків обумовлено адсорбційно-полімеризаційним механізмом. **Вперше** встановлено, що модифікація і підвищення ефективності захисних плівок під час їх формування пов'язана з хімічним перетворенням адсорбованих сполук рослинної сировини внаслідок взаємодії як адсорбованих сполук між собою, так і здатність аміносилоксану до утворення поліконденсованих речовин.

Список використаних джерел:

1. Vorobyova V. I. Formation of protective nano-layers on carbon steel Surface from gas vapor phase / V.I. Vorobyova , K. R. Honchar, O. E. Chyhyrynets // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра [Електрон. ресурс]: матеріали XIV Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 19 квітня 2016 р. / [редкол.: В. С. Богушевський (відпов. ред.) та ін.]. – К.: НТУУ «КПІ», 2016. Р. 229-235.
2. Vorob'iova V.I. Mechanism of Formation of the Protective Films on Steel by Volatile Compounds of Rapeseed Cake / V.I. Vorob'iova, O.E. Chyhyrynets, O.I. Vasyly'kevych // Materials Science .- 2015, Vol. 50, Is. 5, Pp 726-735.
3. Chyhyrynets' O.E. A study of rapeseed cake extract as eco-friendly vapor phase corrosion inhibitor / O.E. Chyhyrynets', V.I. Vorobyova // Chemistry and Chemical Technology. – 2014. Vol. 8, – №. 2. – С. 235–242.
4. Victoriya Vorobyova. Evaluation of various plant extracts as vapor phase corrosion inhibitor for mild steel. Victoriya Vorobyova, Olena Chyhyrynets' / British Journal of Science, Education and Culture // – 2014. – №. 2(6). – С. 43 – 49.
5. Vorobyova V.I. Synergistic inhibition effects the extract of oilcake rape seeds /major components and triethylamine on the corrosion of stee / V міжнародна наукова конференція матеріали для роботи в екстремальних умовах – 5 // V.I. Vorobyova, O.E. Chyhyrynets, S.Yu. Lipatov // 03 – 05 грудня 2015 р. С. 157-159.
6. Vorobyova V.I. Volatile corrosion inhibitor film formation on carbon steel surface / V.I. Vorobyova, O.E. Chyhyrynets', M.I. Vorobyova // HighMatTech: 4-th Intern. conf., October 7-11, 2013: Proceedings of the conference. – Kiev: 2013. – P. 331.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 539.374.001.8

В.В. Чигиринский, А.А. Ленок*Запорожский национальный технический университет***МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧНОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПОЛОСЫ В УСЛОВИЯХ ПОПЕРЕЧНОГО ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛА**

Рассмотрен метод гармонических функций для решения пространственной задачи теории пластичности. Получены компоненты тензора пространственной задачи в каждой точке очага деформации для более сложного построения. Представлены полученные эпюры вертикальных нормальных напряжений в промежуточной зоне очага деформации в поперечном направлении относительно коэффициента трения и факторов формы.

Ключевые слова: пространственная задача, двухкупольная эпюра, коэффициент трения, фактор формы.

В.В. Чигиринський, А.А. Ленок**МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ПЛАСТИЧНОЇ ФОРМОЗМІНИ СМУГИ В УМОВАХ ПОПЕРЕЧНОЇ ЗНАКОЗМІННОЇ ТЕЧІЇ МЕТАЛУ**

Розглянуто метод гармонічних функцій для вирішення просторової задачі теорії пластичності. Отримані компоненти тензора просторової задачі в кожній точці осередку деформації для більш складної побудови. Представлені отримані епюри вертикальних нормальних напружень в проміжній зоні осередку деформації в поперечному напрямку відносно коефіцієнта тертя і факторів форми.

Ключові слова: просторова задача, двокупольна епюра, коефіцієнт тертя, фактор форми.

V. Chigirinsky, A. Lenok**MODELING OF THE PLASTIC FORMING PROCESS OF THE STRIP IN CONDITIONS OF A TRANSVERSE ALTERNATING FLOW OF A METAL**

Purpose of this study is to construct a volume mathematical model of the stress state of a plastic medium under the conditions of several lines of the metal flow in one of direction. The method of harmonic functions for solving the volume problem of plasticity theory is considered. The possibility of the existence of two lines of metal flow separation, which corresponds to a two-dome diagram of normal contact stresses in the transverse direction, is presented. Due to the trigonometric functions of the method considered, it is proposed to specify the multi-character of the change in the stresses and to describe it by a single expression of its singularity. The components of the tensor of the volume problem at each point of the deformation center for a more complex construction are obtained. Diagrams of vertical normal stresses in the intermediate zone of the deformation zone in the transverse direction relative to the friction coefficient and form factors are constructed.

Keywords: volume problem, two-dome diagram, friction coefficient, form factor.

Введение. В условиях неоднородного напряженно-деформированного состояния металла разные физические модели пластического формоизменения определяются разными режимами деформирования. Ранее установлено и подтверждено экспериментальными данными, что возможно существование двух линий раздела течения металла, которым соответствует двухкупольная эпюра контактных нормальных напряжений, [1].

В работах [2]...[4] представлено аналитическое решение пространственной задачи с анализом напряженного состояния среды при однокупольной эпюре контактных напряжений. Такая модель соответствует схеме течения металла с одной линией раздела в поперечном направлении. В зоне перехода формируется купол контактных нормальных напряжений. В этой же зоне контактные касательные напряжения изменяют свой знак.

Постановка задачи. Запишем компоненты тензора напряжений для пространственной задачи, [4], в виде

$$\begin{aligned}\sigma'_x &= +C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \cos(A_3 \Phi_3) + \sigma_0 + C, \\ \sigma'_y &= +C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \cos(A_2 \Phi_2) + \sigma_0 + C, \\ \sigma'_z &= -C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \cos(A_3 \Phi_3) - C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \cos(A_2 \Phi_2) + \sigma_0 + C, \\ \tau'_{yz} &= C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \sin A_2 \Phi_2, \quad \tau'_{xz} = C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \sin A_3 \Phi_3,\end{aligned}\quad (1)$$

при условии $\theta'_{2y} = -A_2 \Phi_{2z}$, $\theta'_{2z} = A_2 \Phi_{2y}$; $\theta'_{3z} = A_3 \Phi_{3x}$, $\theta'_{3x} = -A_3 \Phi_{3z}$; $\theta'_{2yy} + \theta'_{2zz} = 0$,

$$A_2 \Phi_{2yy} + A_2 \Phi_{2zz} = 0; \theta'_{3zz} + \theta'_{3xx} = 0, \quad A_3 \Phi_{3zz} + A_2 \Phi_{3xx} = 0,$$

где σ_i , τ_{ij} , σ_0 - нормальное, касательное и гидростатическое напряжения; A_i - постоянная величина, характеризующая тригонометрическую функцию для напряженного состояния пластичной среды; Φ_i - неизвестная гармоническая функция, зависящая от координат очага деформации; θ'_{ij} и θ''_{ij} - неизвестные гармонические функции, показатели экспонент, характеризующие распределение напряжений; $C_{\sigma i}$ - постоянные величины, характеризующие напряженное состояние пластической среды.

Дифференциальные соотношения Коши-Римана (1) определяют выпуклый характер эпюры контактных напряжений и являются ограничениями, которые удовлетворяют условиям задачи и определяют вид самих функций.

Гидростатическое напряжение определяем используя граничные условия, рис.1., задаваемые угловыми значениями напряжений:

$$\sigma_0 = -2 \cdot C'_{\sigma_2} \cdot \exp \theta''_2 \cdot \text{Cos} A_2 \Phi'_2 - 2 \cdot C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3. \quad (2)$$

Тригонометрические функции $A_2 \Phi'_2$ и $A_2 \Phi_2$ отличаются друг от друга постоянной величиной π , в угловой точке их значения равны. Такая модель позволяет изменить характер контактных напряжений для получения двухкупольной эпюры. Постоянная C_{σ_2} одинаковая для функций $A_2 \Phi'_2$ и $A_2 \Phi_2$.

Подставляя (2) в (1) получим выражения для дальнейшего анализа и расчетов:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -2 \cdot C'_{\sigma_3} \cdot \exp \theta''_2 \cdot \text{Cos} A_2 \Phi'_2 - C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3 + C, \\ \sigma_y &= -(2C'_{\sigma_2} \exp \theta''_2 \cdot \text{Cos} A_2 \Phi'_2 - C_{\sigma_2} \exp \theta'_2 \text{Cos} A_2 \Phi_2) - 2C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \text{Cos} A_3 \Phi_3 + C, \\ \sigma_z &= -(C_{\sigma_2} \exp \theta'_2 \text{Cos} A_2 \Phi_2 + 2C'_{\sigma_2} \exp \theta''_2 \cdot \text{Cos} A_2 \Phi'_2) - 3C_{\sigma_3} \exp \theta'_3 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3 + C. \\ \tau_{yz} &= C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \text{Sin} A_2 \Phi_2, \quad \tau_{xz} = C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \text{Sin} A_3 \Phi_3. \end{aligned} \quad (3)$$

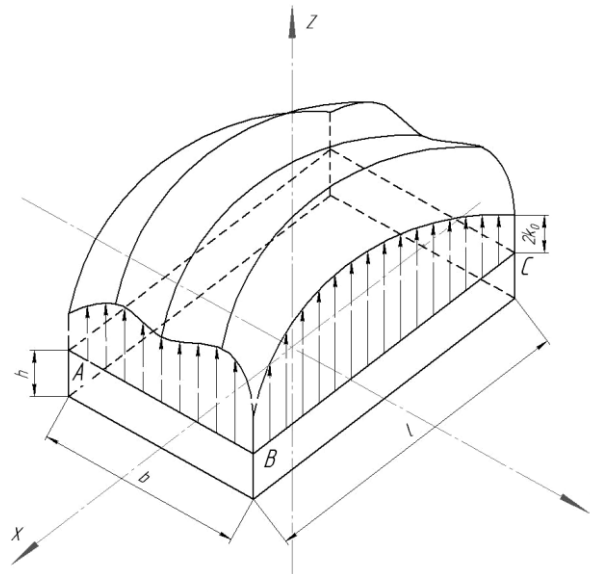


Рис.1. Объемная эпюра контактных напряжений в поперечном направлении

Решение задачи. Определим постоянные интегрирования C_{σ_2} , C_{σ_3} , C . Для этого запишем граничные условия (вертикальные нормальные напряжения σ_z характеризуются одинаковым напряжением k_0), рис. 1, в виде:

$$\begin{aligned} x = \frac{l}{2}, y = \frac{b}{2}, z = \frac{h}{2}, \theta'_2 = \theta'_{20}, \theta''_2 = \theta''_{20}, \theta'_3 = \theta'_{30}, A_2 \Phi_2 = A_2 \Phi_{20}, A_2 \Phi'_2 = A_2 \Phi'_{20}, \\ A_3 \Phi_3 = A_3 \Phi_{30}, \sigma_z = -2 \cdot k_0, \sigma_x = \sigma_y = 0. \end{aligned} \quad (4)$$

В угловой точке выполняется условие $A_2 \Phi_{20} = A_2 \Phi'_{20}$. Далее имеем

$$C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_{30} \cdot \text{Cos}(A_3 \Phi_{30}) = C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta'_{20} \cdot \text{Cos}(A_2 \Phi_{20}), \quad (5)$$

Подставляя (4), (5) в (3) получим:

$$C_{\sigma_3} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta'_{30} \cdot \cos A_3 \Phi_{30}}, C_{\sigma_2} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta'_{20} \cdot \cos A_2 \Phi_{20}}, C = 2 \cdot k_0, \quad (6)$$

где k_0 - сопротивление пластическому сдвигу в угловой части очага деформации на контакте без наклепа.

Появление двух функций $A_2 \Phi_2$, $A_2 \Phi'_2$ обеспечивают необходимый характер изменения контактного напряжения по ширине и подпор со стороны контактного трения.

Если в выражения (3) подставить соответствующие граничные условия и постоянную C'_{σ_2} , то соотношения (6) по форме останутся неизменными, т.е.

$$C_{\sigma_3} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta''_{30} \cdot \cos A_3 \Phi_{30}}, C_{\sigma_2} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta''_{20} \cdot \cos A_2 \Phi'_{20}}, C = 2 \cdot k_0, \quad (7)$$

Единый очаг деформации требует, чтобы соседние участки имели одинаковые постоянные и функции, т.е. $\theta'_2 = \theta''_2$, $\theta'_{20} = \theta''_{20}$.

С учетом (7) компоненты тензора напряжений примут вид:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -2 \frac{2k_0}{3 \cos A_2 \Phi_{20}} \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \cos A_2 \Phi_2 - \frac{2k_0}{3 \cos A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) \cos A_3 \Phi_3 + 2 \cdot k_0, \\ \sigma_y &= -\frac{2k_0}{3} \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \left(2 \frac{\cos A_2 \Phi'_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} - \frac{\cos A_2 \Phi_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} \right) - \\ &\quad - 2 \frac{2k_0}{3 \cos A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) \cos A_3 \Phi_3 + 2 \cdot k_0, \\ \sigma_z &= -3 \frac{2 \cdot k_0}{3 \cos A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) \cos A_3 \Phi_3 - \\ &\quad - \frac{2 \cdot k_0}{3} \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \left(2 \frac{\cos A_2 \Phi'_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} + \frac{\cos A_2 \Phi_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} \right) + 2k_0, \\ \tau_{yz} &= \frac{2k_0}{3 \cdot \cos A_2 \Phi_{20}} \cdot \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \cdot \sin A_2 \Phi_2, \\ \tau_{xz} &= \frac{2k_0}{3 \cdot \cos A_3 \Phi_{30}} \cdot \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) \cdot \sin A_3 \Phi_3. \end{aligned} \quad (8)$$

Далее определим функциональные зависимости $A_2 \Phi_2$, $A_2 \Phi'_2$ и $A_3 \Phi_3$.

Решая уравнения Лапласа для $A_2 \Phi_2$ и $A_3 \Phi_3$, и, с учетом соотношений Коши-Римана для θ , из (1) можно получить функции вида:

$$\begin{aligned} A_2 \Phi'_2 &= A_2 A_5 \cdot y \cdot z, \quad A_2 \Phi_2 = \pi + A_2 A_5 \cdot y \cdot z, \quad A_3 \Phi_3 = A_3 A_4 \cdot x \cdot z, \\ \theta'_2 &= -\frac{1}{2} \cdot A_2 A_5 \cdot (y^2 - z^2), \quad \theta'_3 = -\frac{1}{2} \cdot A_3 A_4 \cdot (x^2 - z^2), \end{aligned} \quad (9)$$

С целью упрощения анализа введем сопротивление деформации в виде $k'_0 = \frac{2}{3} \cdot k_0$.

Определим значение коэффициентов $A_2 A_5$, $A_2 A'_5$, $A_3 A_4$. Граничные условия для контактных напряжений: $x = \frac{l}{2}$, $y = \frac{b}{2}$, $z = \frac{h}{2}$, $\tau_{yz} = k'_0 \cdot \psi_2$, $\tau_{xz} = k'_0 \cdot \psi_3$, при этом $\psi_2 = f \cdot (1 - f)$, $\psi_3 = 2f \cdot (1 - f)$, где f - коэффициент трения.

Подставляя граничные условия в выражения для касательных напряжений (8), получим:

$$\begin{aligned} k'_0 \cdot \psi_2 &= k'_0 \cdot \operatorname{tg} A_2 \Phi_{20}, \quad k'_0 \cdot \psi_3 = k'_0 \cdot \operatorname{tg} A_3 \Phi_{30}, \\ A_2 \Phi_{20} &= \operatorname{arctg} \psi_2 \approx \psi_2, \quad A_3 \Phi_{30} = \operatorname{arctg} \psi_3 \approx \psi_3, \end{aligned}$$

Анализ показывает, что при переходе в другой октант, функция $A_2 \Phi_2$ должна иметь вид:

$$A_2\Phi_2 = \pi + 4 \frac{(\pi + \alpha \cdot A_2\Phi_{20})}{bh} \cdot yz, \quad (10)$$

где b - ширина очага деформации, h - высота очага деформации, α - коэффициент перехода.

При $\alpha = 1$ в выражении (10) для граничных условий можно принимать в крайних (угловых) точках очага деформации $A_2\Phi_{20} = A_2\Phi'_{20}$. В этом случае обеспечивается определение указанных постоянных с одинаковой точностью из выражений (9), (10). Далее имеем:

$$\begin{aligned} A_2\Phi'_{20} = A_2\Phi_{20} = A_2A_5 \cdot \frac{b}{2} \cdot \frac{h}{2}, \quad A_3\Phi_{30} = A_3A_4 \cdot \frac{l}{2} \cdot \frac{h}{2}, \\ A_2A_5 = 4 \frac{A_2\Phi_{20}}{bh}, \quad A_3A_4 = 4 \frac{A_3\Phi_{30}}{lh}, \\ \theta'_{20} = -2 \cdot \frac{A_2\Phi_{20}}{b \cdot h} \cdot \left(\frac{b^2}{4} - \frac{h^2}{4} \right), \quad \theta'_{30} = -2 \cdot \frac{A_3\Phi_{30}}{l \cdot h} \cdot \left(\frac{l^2}{4} - \frac{h^2}{4} \right). \end{aligned} \quad (11)$$

В итоге компоненты тензора напряжений (8), с учетом (10) и (13), запишутся в виде:

$$\begin{aligned} \sigma_x = -2 \frac{k'_0}{\text{Cos}A_2\Phi_{20}} \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \text{Cos}A_2\Phi_2 - \frac{k'_0}{\text{Cos}A_3\Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) \text{Cos}A_3\Phi_3 + 3k'_0, \\ \sigma_y = -k'_0 \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \left(2 \cdot \frac{\text{Cos}A_2\Phi'_2}{\text{Cos}A_2\Phi'_{20}} - \frac{\text{Cos}A_2\Phi_2}{\text{Cos}A_2\Phi_{20}} \right) - \\ - 2 \frac{k'_0}{\text{Cos}A_3\Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) \text{Cos}A_3\Phi_3 + 3k'_0, \\ \sigma_z = -3 \frac{k'_0}{\text{Cos}A_3\Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) \text{Cos}A_3\Phi_3 - \\ - k'_0 \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \left(2 \frac{\text{Cos}A_2\Phi'_2}{\text{Cos}A_2\Phi'_{20}} + \frac{\text{Cos}A_2\Phi_2}{\text{Cos}A_2\Phi_{20}} \right) + 3k'_0, \\ \tau_{yz} = \frac{k'_0}{\text{Cos}A_2\Phi_{20}} \cdot \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \cdot \text{Sin}A_2\Phi_2, \\ \tau_{xz} = \frac{k'_0}{\text{Cos}A_3\Phi_{30}} \cdot \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) \cdot \text{Sin}A_3\Phi_3. \end{aligned} \quad (12)$$

Используя выражения (8), (12) появляется возможность определения компонентов тензора напряжений пространственной задачи в каждой точке очага деформации для более сложного построения, т.е. двухкупольной эпюры, в том числе и на контакте. Следует подчеркнуть, что присутствие тригонометрических функций в решении позволяет задать разнознаковый характер изменения напряжений и описать единым выражением его особенности в разных зонах очага деформации.

Анализ полученных результатов. На рис.2 представлены эпюры вертикальных нормальных напряжений в промежуточном сечении очага деформации ($x=L/8$) в поперечном направлении при разных значениях коэффициента трения (а) и факторов формы (б) и (в).

Анализ показывает, что с изменением контактного трения f и параметров очага деформации l/h и b/h изменяются контактные напряжения в сторону увеличения или уменьшения их неравномерности в промежуточном сечении очага деформации. Если коэффициент трения равен нулю, то удельные силы трения отсутствуют, а распределение нормальных напряжений на контакте носит равномерных характер.

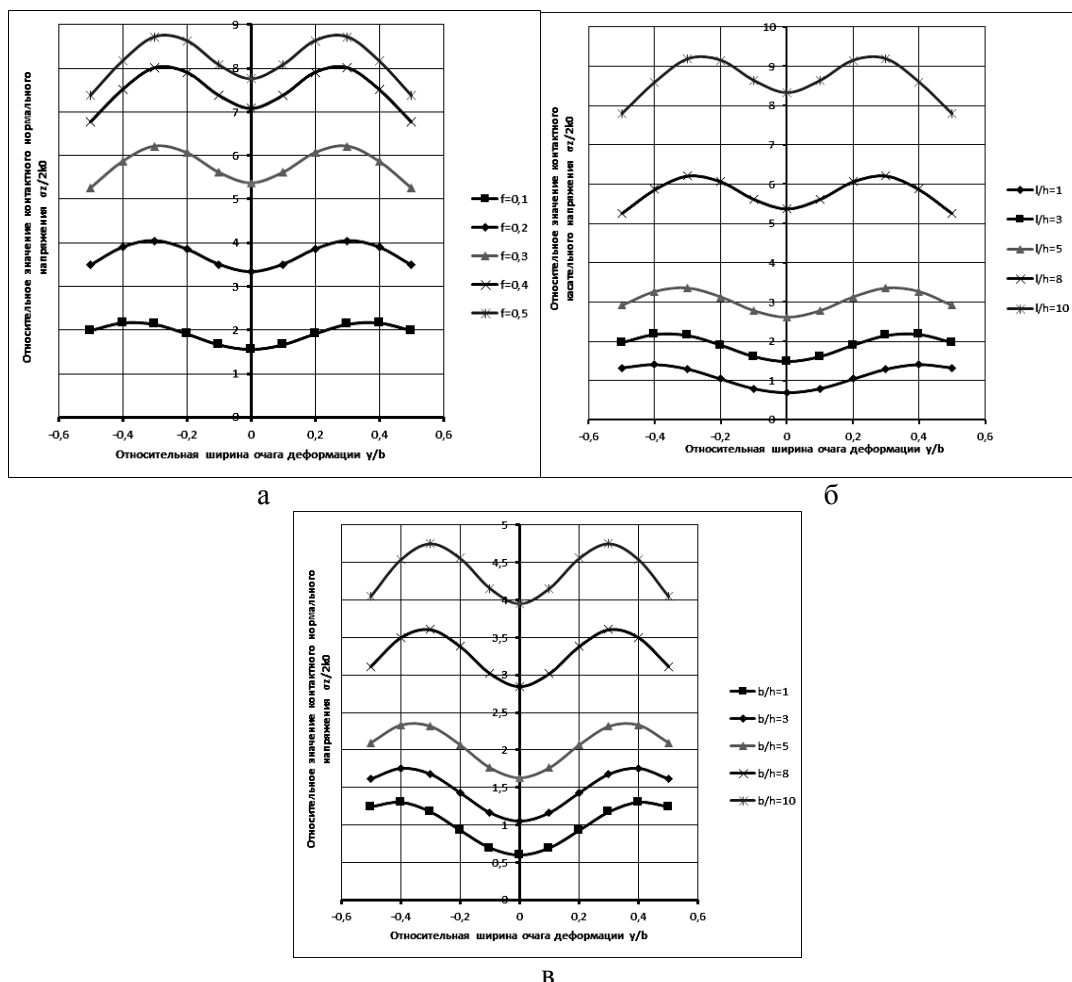


Рис.2. Эпюры вертикальных нормальных напряжений в промежуточном сечении очага деформации ($x=L/8$).

Полученные эпюры подтверждают возможность существования двухкупольной эпюры контактных напряжений. Купольность контактных напряжений определяется числом раздела течения металла, в данном случае их две. Изменение знака поперечной составляющей тензора напряжений позволяет определить зоны встречного течения металла с отрицательным знаком, а зоны бокового течения металла с положительным.

Такая физическая и математическая модели позволяют качественно и количественно охарактеризовать влияние линий раздела течения металла на напряженное и, следовательно, деформированное состояние среды в условиях сложного пространственного нагружения.

Список использованной литературы

1. Каптуров Л.Е. Контактные силы в очаге деформации при прокатке полос, Теория прокатки (материалы Всесоюзной научно-технической конференции «Теоретические проблемы прокатного производства»), под ред. А.П. Чекмарева. – Москва «Металлургия», 1975. – С.428-431.
2. Чигиринский В.В. Исследование влияния граничных условий на параметры напряженного состояния при объемном пластическом нагружении / В.В. Чигиринский, А.А. Ленок, Л.А. Якубович // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал, 2015. – №2. – С. 127-132.
3. Chigirinsky V.V. Determination of integral characteristics of stress state of the point during plastic deformation in conditions of volume loading / V.V. Chigirinsky, A.A. Lenok, S.M. Echin // Metallurgical and Mining Industry: scientific and technical journal. 2015. – №11 – P. 153-164.
4. Чигиринский В.В. Исследование неоднородности напряженного состояния заготовки при объемном пластическом нагружении / В.В. Чигиринский, А.А. Ленок, Х. Дья, М. Кнапински // XVII International scientific conference new technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering: monografie № 56, Cześćochowa. 2016. – С.218-226.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 539.62

О.В. Широков, В.В. Широков, Я.О. Шахбазов, В.З. Маїк*Українська академія друкарства, м. Львів***ДЕГРАДАЦІЙНИЙ ВПЛИВ ДЕЯКИХ МЕТАЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ ТА ТЕМПЕРАТУРИ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ БЕЗВУГЛЕЦЕВИХ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ**

В широкому температурному інтервалі (293...1350 К) вивчено опір деформуванню розтягом сталей типу ВНС55 та виявлено вплив співвідношення лежучих Cr/Ni і відповідного вмісту δ-фериту на їх високотемпературні механічні характеристики. Встановлено, що сталі цього типу вище 1173К можуть окрихуватися розплавами на основах міді і свинцю. Оптимізовано склад сталі з метою мінімізації негативних наслідків встановленого ефекту.

Ключові слова: нержавні сталі, вплив металевих розплавів, температура, окрихнення, міцність, легування, структура, δ - ферит, фазовий склад, технологічність, лудження.

О.В. Широков, Широков В.В., Шахбазов Я.О., Маик В.З.**ДЕГРАДАЦИОННОЕ ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ**

На основании экспериментально полученных результатов установлен оптимальный структурно-фазовый и химический состав сталей типа ВНС55 с позиции минимизации охрупчивающего действия расплавов на основе меди и свинца.. Рассмотрена возможность сварки листовых заготовок предварительно покрытых медным припоем и ее влияние на механические свойства металла.. Установлен возможный механизм сложного влияния содержания δ-феррита на высокотемпературные механические свойства сталей в присутствии металлических расплавов.

Ключевые слова: нержавеющей стали, влияние металлических расплавов, температура, охрупчивание, прочность, легирование, структура, δ – феррит, фазовый состав, технологичность, лужение.

O. Shyrovkov, V. Shyrovkov, A. Shachbazov, V. Maik**THE DEGRADATION EFFECT OF SOME METALLIC MELTS AND TEMPERATURE ON THE PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF CARBON-FREE CHROMIUM-NICKEL STEELS**

On the basis of the experimentally obtained results, the optimal structural-phase and chemical composition of steels has been established from the standpoint of minimizing the embrittlement effect of copper-based and lead-based alloys. Established that this type of steel above 1173K may make fragile melts of copper and lead. The possibility of welding sheet preforms coated with copper brazing and its influence on the mechanical properties of metal is considered. For real brazing-welded products proposed to use steel containing δ-ferrite within 4 ... 6%. A possible mechanism for the complex effect of δ-ferrite content on the high-temperature mechanical properties of steels in the presence of metallic melts has been established.

Keywords: stainless steel, the influence of melt temperature, embrittlement, strength, doping, structure, δ - Fe phase, technology, tinkering.

Постановка проблеми. Надійність і довговічність елементів конструкцій у багатьох випадках визначається не лише міцністю, але їх опором дії агресивних середовищ та температури. Особливе місце посідає проблема забезпечення сумісності конструкційних матеріалів з металевими розплавами, оскільки за температур, близьких до температури плавлення і вище вони можуть, крім корозії, призводити до суттєвого зниження пластичності твердих металів в результаті рідкометалевого окрихнення (РМО), яке у багатьох випадках може бути катастрофічним [1-4]. Її актуалізація зумовлено рядом стійких тенденцій в області використання як власне самих металевих розплавів, наприклад в якості теплоносіїв в ядерній енергетиці [5], так і паяно-зварних та паяних конструкцій в авіаракетобудуванні, суднобудуванні, цивільному і промислового будівництві та інших галузях промисловості.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Особливе місце займають сталеві паяно-зварні чарункові панелі, які відзначаються високими жорсткістю, питомою міцністю, тепловіддачею, а також поєднанням в них різнорідних металів і сплавів та елементів складної конфігурації [6-10]. Технологія виготовлення їх передбачає застосування нагріву до високих температур та контактування твердих металів з металевими розплавами, наприклад, в процесі паяння та наступного з'єднання паяних елементів зварюванням [6, 11]. На сьогодні в якості конструкційними матеріалів для них залишаються спеціальні нержавіючі сталі, зокрема залізо-хром-нікелеві безвуглецеві типу ВНС55, що зумовлено вигідним співвідношенням міцності і пластичності, здатністю до роботи в широкому інтервалі температур в умовах впливу агресивних середовищ. Але їх широке застосування можливе лише у випадку економного легування.

Перспективним вважається зменшення кількості вартісного нікелю або часткового його заміщення марганцем [12-14]. Однак, на сьогодні практично відсутні дані щодо впливу таких коректив на фізико-механічні властивості цих сталей, в контакт з металевими розплавами, структуру та фазовий склад металу, його технологічні властивості. Виникла актуальна проблема науково обгрунтованого та експериментально підтвердженого вибору матеріалів для експлуатації в таких умовах, встановлення закономірностей не корозивного за природою впливу рідкого металу на твердий. Вивчення явища РМО за високих температур особливо важливе, оскільки дозволяє виявити нові особливості і створити передумови для науково обгрунтованого прогнозування поведінки конструкційних матеріалів у контакт з металевими теплоносіями.

Мета роботи - встановлення закономірностей впливу температури, хімічного і фазового складу на фізико - механічні властивості нержавних сталей типу ВНС55 та їх зварних з'єднань в умовах контакту з розплавами на основі міді і свинцю та розробка рекомендації щодо покращення їх службових і технологічних властивостей.

Об'єктом досліджень - безвуглецева (0,03 мас.%С) хромонікелева сталь електродугової виплавки з різним співвідношенням основних легуючих хрому (12,8...16,40 мас.%) та нікелю (2,60...8,07) і відповідним фазовим складом, зокрема за вмістом δ-фериту, визначеного магнітометричним методом (табл. 1). Базовою служила сталь ВНС55 з відносно низьким вмістом нікелю, та легована для компенсації негативного впливу зменшення концентрації цього легуючого на властивості і структуру дешевим марганцем.

Таблиця 1

Хімічний склад сталей								
Досліджувані матеріали	Вміст легуючих елементів, % мас.						Cr/Ni	Вміст δ-фериту, % об.
	№ плавки	Ni	Cr	Mn	Mo	C		
1	4,12	12,80	4,60	1,89	0,026	решта	3,12	1
2	4,00	13,80	4,45	1,89	0,026	-/-	3,45	4
3	8,07	16,40	4,50	1,89	0,027	-/-	2,03	6
4	2,60	14,20	4,90	1,20	0,020	-/-	5,46	12

Перед випробами метал проходив стандартну термообробку: аустенізація при 1303 К протягом 0,5 год. і наступний відпуск при 783 К - 2 год. (вихідний стан). Механічні випробування проводились на суцільних та зварних зразках малих розмірів, перерізом 3×0,6...1,2 мм [15]. У випадку зварного шва взірці штампували так, щоб шов знаходився по їх центру перпендикулярно поздовжній осі. Потім обпилюванням і шліфуванням в шаблонах доводили робочу частину взірців до необхідної ширини та заданої конфігурації. У вихідному стані і після випроб контролювались лінійні розміри зразків із використанням стандартних вимірювальних засобів.

Випроби на короткочасну міцність при 293...1473 К проводились розтягом із постійною швидкістю 0,05 мм/с ($3,8 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$) на шестипозиційній установці радіального типу в середовищі спектрально чистого аргону [15, 16]. Закономірності руйнування за циклічного деформування сталей чистим згином досліджували в пружно-пластичній області (малоциклова втома) з частотою 0,5 Гц [17]. Задану температуру забезпечував радіаційний нагрів з можливістю постійного контролю температурного режиму, а накладна камера забезпечувала збереження захисної атмосфери.

Враховуючи важливу роль поверхні в експериментах щодо впливу рідких металів на фізико-механічні властивості твердих, якість поверхні контролювалась за параметрами шорсткості, за допомогою модернізованого профілометра-профілографа «Калібр» моделі 201 [18] із застосуванням спеціально розробленої програми, яка дозволяє підключати первинні перетворювачі, зокрема потенціостат, тензомости до модуля аналого-цифрового перетворення SDI-ADC-16-32 виробництва Saturn Data International. Програмне забезпечення виводить числові значення вимірюваних величин та подає графіки їх залежностей від часу або від інших величин [19, 20].

З метою моделювання впливу металевих розплавів технологічного (паяння) та інших призначень проводилось лудження сталевих поверхонь припоєм та свинцем. Наносились мідний припій системи Cu-Mn-Ni, а саме ВПр-2 (Mn-22...26; Ni-5...6; Fe-0,8...1,2; Li-0,15...0,28 % мас., Cu -

решта), який самофлюсується, з температурою плавлення 1223 К та свинець (температура плавлення 593К) технічної чистоти (Ag-0,002; Cu-0,002; As-0,002; Sb-0,005; Sn-0,002 % мас., Pb - решта). Кількість домішок не перевищувала 0,52 % мас. Нанесення мідного припою проводилось в спеціальній камері в атмосфері очищеного аргону (ГОСТ 10157-79) за режимом, що відповідає нагріву під гартування або аустенізацію. Свинцювання проводилось в камері за температури, яка відповідає температурі відпуску.

Зварні шви виконувалися на лудженому та не лудженому металі за допомогою аргонодугової автоматичної установки з вольфрамовим електродом. Швидкість провару 20 м/год., величина струму 20 А. Вивчались властивості зварних з'єднань металу виконаних без та після різних етапів і повної термообробки, як не луджених так і з нанесеним припоєм ВПр-2 у вихідному стані та на різних етапах обробки та операцій. Наприклад у деяких випадках операція відпалу, відпуску або лудження передувала операції зварки полос.

Мікроструктуру сталей по перерізу зразків та поверхневих шарів вивчали за допомогою мікроскопу МИМ-9, який був додатково оснащений відеокамерою для фіксації та розрахунку кількісних параметрів мікроструктури і розподілу структурних складових згідно з можливостями програми Image-Pro Plus 3.0. Металографічні шліфи виготовляли шляхом механічного полірування за стандартною методикою з наступним хімічним травленням. Рентгенограми знімалися на дифрактометрі ДРОН-3 в Cu K_α - випроміненні з вихідних та після випробувань зразках. Ідентифікацію фаз проводили за набором міжплощинних ліній d_{hkl} і співвідношенню рефлексів (I), співставляючи їх з довідковими даними «Рентгенівської картотеки ASTM». Стала ґратки вимірювалась з похибкою $\leq 0,2\%$ шляхом знаходження центру ваги лінії $|211|$ матриці α -заліза, записаної в дискретному режимі з кроком $0,05^\circ$ і сумарним набором імпульсів в точці не менше 1000. Якісна оцінка рівня внутрішніх напружень в поверхневих шарах проводилась за результатами вимірів півширини лінії $|211|_\alpha$. Мікрофрактографічний аналіз зламів зразків проводили на електронному мікроскопі РЕМ-200. Електронно-мікроскопічні дослідження здійснювали за допомогою тонких фольг в електронному мікроскопі ЭМВ-100ЛМ. Ідентифікацію фаз в сплавах проводили методом електронної дифракції за стандартними методиками. Величину мікротвердості перехідних зон та окремих структурних складових зразків визначили згідно методики ГОСТ 9450-76 на приладі ПМТ-3 ГОСТ 10717-75.

Виклад результатів. Встановлено, що мікроструктура сталей із співвідношенням Cr/Ni в межах 2,03...5,46 %мас після стандартної термообробки мартенситно-феритна з перевагою тієї чи іншої складової залежно від хімічного складу та вмістом δ -фериту в межах 1...12 %об. відповідно. Результати рентгеноструктурного аналізу зразків усіх плавок та електронограми підтверджують результати оптичної мікроскопії, магнітометрії, та переконливо доводять відсутність рефлексів ГЦК - фази (аустеніту). Знайдено лінії і рефлекси, характерні лише для ОЦК - фази. Наприклад (рис. 1), вивчення тонкої структури сталі з Cr/Ni= 3,12 (пл.1 – 1 %об. δ -фериту) свідчить про переважно пластинчасту мартенситну складову (рис.1), та існування поряд з нею кристалів масивного мартенситу і незначної кількості фериту.

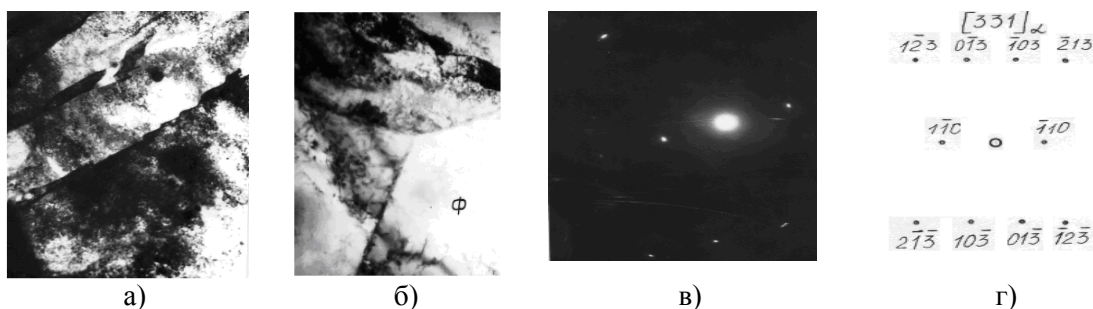


Рис.1.- Мікроструктура (x28500) сталі пл.1 у вихідному стані. а – загальний вигляд ; б – ділянка виділення феритних зерен (Ф) в околі мартенситних кристалів; в - електронограма цієї ділянки з віссю $|001|_\alpha$ та відповідна (г) - розрахункова схема.

Із збільшенням відношення Cr/Ni та відповідно кількості δ -фериту структура сталей після термообробки залишається переважно мартенситна (рис. 2), але за морфологією і дефектністю ця складова змінюється. Морфологія мартенситу – рейкова, його пластини групуються в пакети з густиною дислокацій $\sim 10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

Для пл. 3 у структурі також характерна порівняно висока дефектність, про що свідчить розмиття рефлексів на електронограмах. У структурі сталі пл.4 встановлено два морфологічних типи: мартенситні кристали з високою густиною дефектів кристалічної будови та оточуючі їх зерна фериту, близькі по формі до поліедрів (рис. 2в). Густина дислокацій у феритних зернах складає всього 10^{-8} см^{-2} .

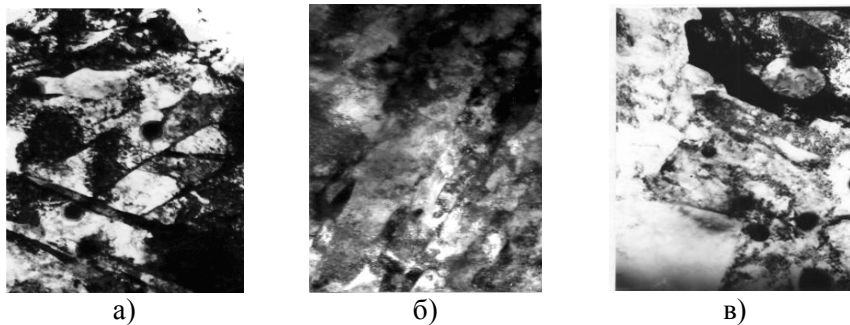


Рис. 2. - Електронномікроскопічне зображення структури сталі плавки 2 (x54000) (а) ; пл. 3(x28500) (б) і пл. 4 (x28500) (в).

Вплив температури на механічні властивості сталей типу ВНС з різним співвідношенням Сг/Ні (рис. 3) свідчить про його атермічний характер щодо межі міцності, з незначним плато в області 400...600К. Для цієї області на діаграмах розтягу фіксується зубчатість, характерна у випадках реалізації процесу динамічного деформаційного старіння металів. В подальшому, з температурою відносно видовження суттєво зростає до 1173К, досягає максимальних значень, спадає після чого стабілізується і мало змінюється з підвищенням температури. В цьому температурному інтервалі максимальне відносне видовження притаманне сталям з проміжковими (4 і 6 %об.) значеннями кількістю δ -фериту в структурі металу.

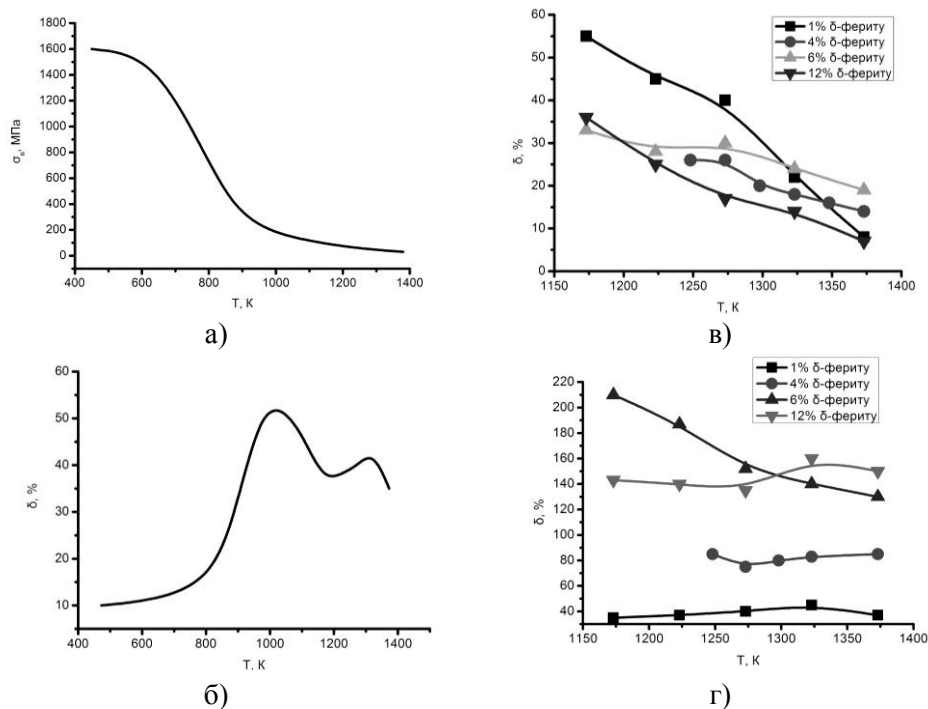


Рис. 3. - Температурні залежності короткочасної межі міцності (а) та відносного видовження (б) сталі з 1% δ -фериту та деталізовані для всіх її складів у високотемпературній області випроб (в), (г) (з 1% - 1, 4% - 2, 6% -3 і 12% об. δ -фериту – 4)

Випробування на обмежену малоциклову втому (МЦВ) шляхом чистого згину за заданої амплітуди деформацій рівній 2% дозволили визначити кількість циклів до руйнування взірців сталей в діапазоні 293...1323 К. Встановлено, що сталі мають високий опір циклічному руйнуванню як в низькотемпературному діапазоні випроб, так і в високотемпературному. До 400...500К кількість циклів до руйнування зростає від 400 до більш, ніж 1400, а в подальшому, з

підвищенням температури до 1323К опір руйнування суттєво знижується (до ~ 300 циклів). Збільшення кількості фериту сприяє незначному підвищенню опору руйнуванню (довговічності) до 400К і практично не впливає (вище 1300К) за високих температур. Аналіз ходу кривих температурних залежностей відносного видовження (рис. 3б) свідчить, що до 1000К воно монотонно зростає, проте в області вищих температур характер кривих змінюється, pojawiaються екстремуми. Комплексний розгляд отриманих температурних залежностей механічних властивостей та кривих деформування сталей розтягом свідчить про їх нестабільність в інтервалах температур 300...600К та в 1000...1173К. В першому механічні характеристики (короткотривала межа міцності та відносне видовження) практично не залежать від температури, а на кривих розтягу присутня зубчатість. В другому – різкий спад значень відносного видовження і міцності з відповідним переходом кривих температурних залежностей відносного видовження через максимум.

Згідно теорії динамічного деформаційного старіння (ДДС) та високотемпературної міцності металів з підвищенням температури можливе блокування дислокацій домішками втілення в процесі деформування або зміна механізмів пластичного деформування, що може приводити до появи перегинів на температурних залежностях характеристик міцності. Як правило зміна відбувається за температур близьких до 0,5 від температури плавлення (T_m) металу, вище якої опір пластичному деформуванню контролюється дифузійними процесами. На залежностях $\ln \sigma_e = f(1/T)$ для сталей ВНС з різним співвідношенням Cr/Ni (рис.4) виявлено 2 перегини. Приймаючи, що $b=Q/R$, де Q - має зміст енергії активації процесу пластичного деформування, а R стала Рідберга, на лінійних відрізках кривих (рис.4) визначався коефіцієнт β (МПа/К⁻¹), який складає на I відрізок $0,0589 \cdot 10^{-3}$; II- $4,8135 \cdot 10^{-3}$ і на III - $44,3233 \cdot 10^{-3}$. Термоактиваційний аналіз, оснований на порівнянні коефіцієнтів b свідчить, що у високотемпературних областях енергія активації процесів, які контролюють опір деформуванню, на порядок вища, ніж у низькотемпературних, та близька до енергії активації самодифузії основи сплавів, в нашому випадку заліза, що знаходиться у відповідності з більшістю відомих теорій жароміцності.

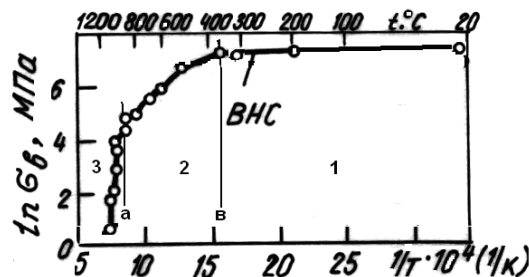


Рис. 4.- Типові для сталей типу ВНС 55 температурні залежності $\ln \sigma_e$; а, в - лінії, що вказують температуру перегинів; I, II, III – відрізки кривих між перегинами

За нижчих температур, в інтервалі 300...600К, за заданої швидкості ($5 \cdot 10^{-3}$ сек⁻¹) деформування розтягом нестабільність механічних властивостей сталей, згідно з розрахунками можлива, як наслідок динамічного блокування дислокацій атомами втілення. Розрахунок, проведений згідно формули, яка пов'язує швидкість деформації ($\dot{\epsilon}$) металу і дифузії (D) домішок втілення та густину дислокацій (ρ) залежністю $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-2} \cdot D \cdot \rho$, звідки випливає, що

$$T = Q / R \lg e (-2 + \lg 2 + \lg D_0 - \lg \dot{\epsilon} + \lg \rho)^{-1},$$

де D_0 – передекспоненціальний фактор, свідчить, що для заліза не залежно від модифікації ними можуть бути вуглець, кисень і азот. Експериментально для ряду ОЦК металів підтверджено в авторами [22]. Таким чином, температура (T) максимального впливу домішки на міцність для кожного металу індивідуальна і через D залежить від її природи. Q - енергія активації процесу дифузії. В таблиці 2 наведено результати розрахунків температури максимальної взаємодії та вихідні дані.

Встановлено, що різниця між границею текучості металу покритого розплавом і не покритого не перевищує 2...5%, що знаходиться в межах похибки при визначенні цих характеристик і є характерним за адсорбційної дії середовища та явища рідкометалевого окрихчення, зумовленого ним. Крім цього, порівняно з межею плинності більш чутливою до впливу розплавів виявилися межа короткотривалої міцності і в значно більшій мірі відносне

видовження та опір малоциклової втомі. Тому з цих та методичних міркувань (простота і точність визначення за кривими діаграм розтягу), в основному фіксувалися зміни цих характеристик.

Таблиця 2

Розраховані температурні інтервали ДДС за швидкості деформування металу $5 \cdot 10^{-3}$ сек⁻¹ при зміні густини дислокацій ρ від 10^8 1/см² до 10^{11} 1/см²

Метал	Температурний інтервал, К			
	Вуглець	Кисень	Азот	Водень
Fe α	450...560	500...620	390...480	160...195
Fe γ	360...460	710...840	755...910	250...320

Аналіз даних свідчить, про зміни відносного видовження (рис.5) сталей під впливом припоїв у двох температурних інтервалах: відносно низькотемпературному, 400-700 К і високотемпературному 1200-1400К. У першому незначні та суттєві у другому. Згідно з рис. 5 в першому температурному діапазоні (400...700 К) свинець практично не впливає на відносне видовження як у твердому стані так і розплавлений ($T_{пл}=593\text{К}$), а мідний припій (у твердому стані) на 2..3% її знижує. З підвищенням температури випробувань відбувається різке зниження пластичності металу не зважаючи на природу покриття. Відносне видовження падає до 1..2% (при 1200...1275К). За цих температур свинцевий і мідний припої перебувають у рідкому стані. Надалі, з нагрівом відносне видовження зростає та стабілізується на рівні, який залежить від хімічного складу сталей.

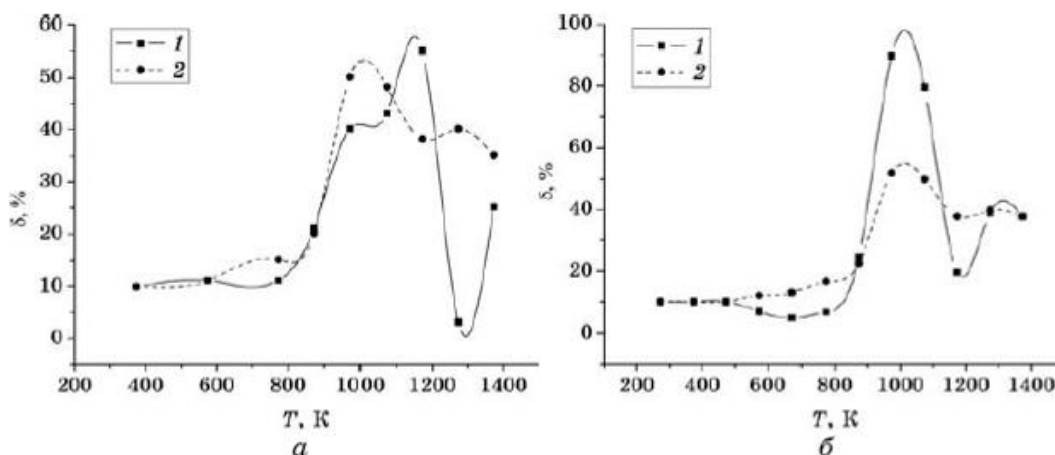


Рис. 5.- Температурні залежності відносного видовження сталі (з 1% δ -фериту) лудженою міддю (а) та свинцем з (б): 1-лудженою і (2) не лудженою поверхнями.

Оскільки перша область співпадає з такою для прояву ДДС, а зміни під впливом припоїв незначні, то наступні дослідження проводились детально у останньому високотемпературному діапазоні. Враховуючи те, що температура плавлення свинцю 593 К, а температура максимального окрихчення під його дією та дією мідного припою відповідає такій, за якої текучість свинцю максимальна і фіксація його на поверхні утруднена, подальше вивчення проводилось на зразках покритих ВПр2.

Вплив розплавів з температурою на відносне видовження сталей корелює з таким щодо кількості циклів до руйнування за чистого згину (рис. 6). За температур максимального впливу рідкого металу опір втомі катастрофічно падає і руйнування може відбуватися уже на етапі першого циклу. Кількісна оцінка впливу контактної взаємодії із міддю на механічні властивості нержавних сталей у високотемпературній області свідчить, що температура максимального його прояву та рівень до якого знижується відносне видовження неоднозначно залежить від хімічного складу сталі, зокрема вмісту δ -фериту.

Дослідження показали, що при температурі 1273 К зразки сталі з 1% δ -фериту руйнується за граничної деформації $\sim 2...4\%$. Встановлено, що руйнування за низьких граничних деформацій відбувається шляхом низькоенергетичного міжзеренного сколу (рис.7). На фактографічних зображеннях чітко виділяються фасетки сколів по границях зерен із слідами припою. Якщо ж

деформації до руйнування значні, що має місце при температурі 1223 К, злам має чітко виражений в'язкий характер. Проте, його будова не зовсім звичайна і відрізняється від ямкової (рис.7,а).

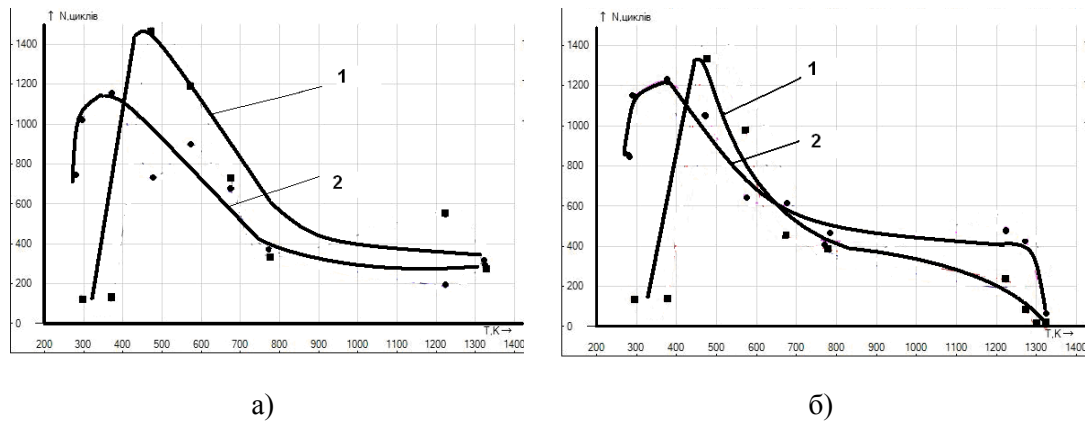


Рис. 6. - Температурна залежність кількості циклів до руйнування N_c сталей з 1% (1) і 4% (2) δ -фериту без (а) та з мідним припосом на поверхні (б).

Характер мікрозон поверхонь руйнування свідчить про інтенсивну мікропластичну деформацію, яка передує остаточному руйнуванню металу. Велика кількість розвинених слідів ковзання деформаційних блоків свідчить про повзучість сталі у процесі руйнування. Огранка пластичних утворень вказує на те, що інтенсивне пластичне течіння відбувається переважно біля границь зерен. У випадку часткового покриття поверхні зламу розплавом, встановлені ознаки міжзеренного руйнування при малих граничних деформаціях. Макрохарактер таких зламів - крихкий (рис. 7 г, д).

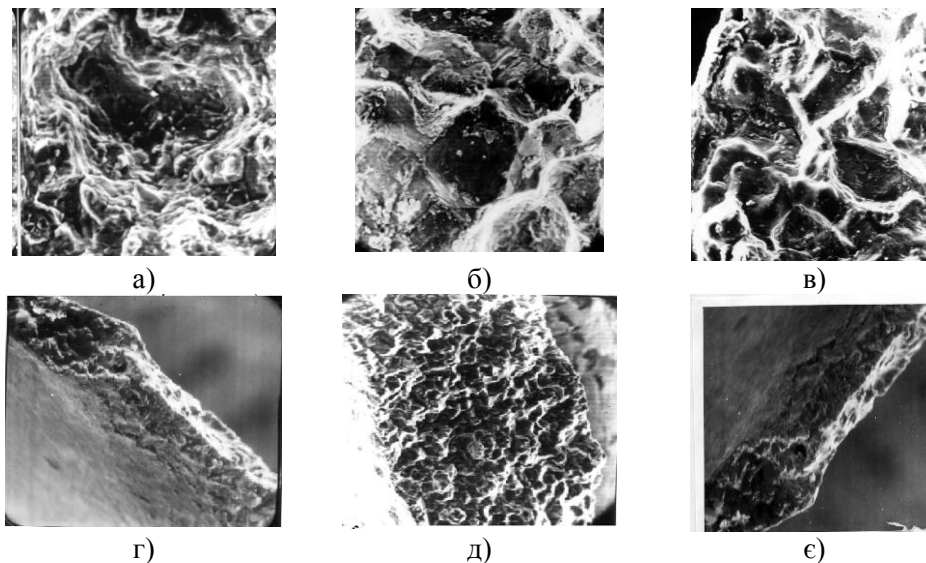


Рис. 7.- Фрактограми поверхонь зламу лужених зразків сталей плавки 1, зруйнованих за температур: а) 1223 К(x1100); б - 1373 К(1100⁰С) (x1100); в - 1348 К(1075⁰С) (x750) та зображення характерних зламів за малих граничних деформацій (г,д,є)(x200)

Після механічних випробувань перпендикулярно поверхні металу виготовлялись мікросліфи. Встановлено, що майже для всіх зразків, випробуваних вище температури 1223 К, характерне проникнення розплаву по границях зерен (рис. 8, а). Але пояснити окрихчення виключно його міжкристалітним проникненням не можна, оскільки в багатьох випадках воно має місце, а окрихчення відсутнє. Зокрема, для сталі пл.1, окрихчення спостерігається за температур вищих 1248 К, а проникнення з 1223 К. Для сталі пл.2 окрихчення починається при 1298 К. Слід зауважити, що коли під дією розплаву зразки руйнуються в'язко, тріщини відсутні, якщо ж вони утворюються, то проникають вглиб металу значно далі, ніж розплав по границях зерен. Останнє характерно для усіх зразків, які руйнувались крихко (рис. 8, б).

Такі тріщини в усіх випадках заповнені розплавом, який поширюється, в основному, по границях аустенітних зерен. Тріщини утворюються як поблизу зони руйнування, так і на віддалі від неї, практично по всій робочій частині зразків (рис. 8, в). Металографічні дослідження корелюють з результатами фрактографічного аналізу і підтверджують висновок про міжкристалітний тип руйнування при окрихченні сталей (рис. 8, г, д).

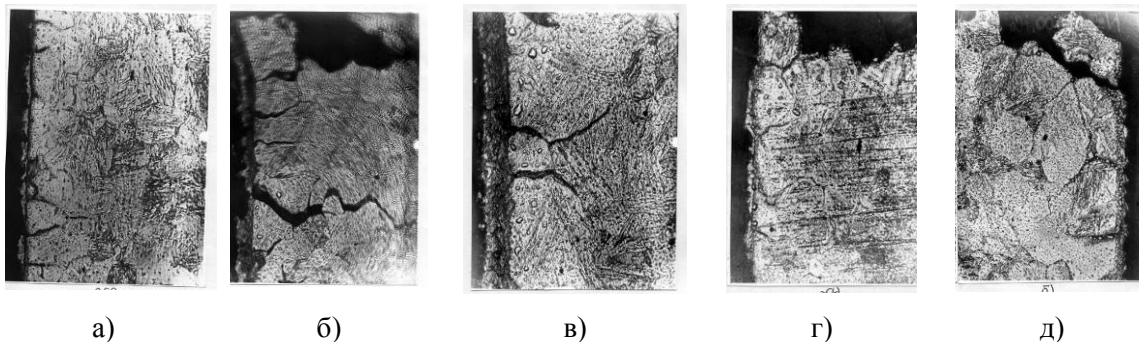


Рис. 8.- Утворення мікротріщин на віддалі від зони руйнування сталей пл.2 при температурі випробувань 1348 К (а) і пл.1 - при 1373 К (в) з припоєм на поверхні та утворення міжкристалітних тріщин в області зон руйнування для пл.1 при 1373 К (б); пл.2 при 1348 К (г) і 1373 (д). (Випробовування розтягом); а, б - x250, в-д - x500.

Відмінною особливістю даних випробувань МЦВ порівняно з розтягом є те, що зміна механічних властивостей спостерігається за температур нижчих $T_{пл}$ ВПР2. Цей ефект підтверджується і даними металографічного аналізу. Після випробувань при температурі 473 К під дією припою з поверхні металу утворюються перпендикулярні до неї тріщини (рис. 9 а, б). З підвищенням температури такі тріщини можливі і за статичного розтягу в аргоні, проте їх густина на зразках з припоєм на порядок більша (рис. 9 в, г). За температури початку плавлення припою 1223 К характер тріщин різко змінюється. Вони стають хвилястими і розповсюджуються інтеркристалітно. Такий вигляд тріщини мають за усіх наступних температур випробувань. Він свідчить про те, що за тривалої взаємодії із сталлю розплав припою ВПР2 проявляє не лише адсорбційну, а й частково корозійну дію.

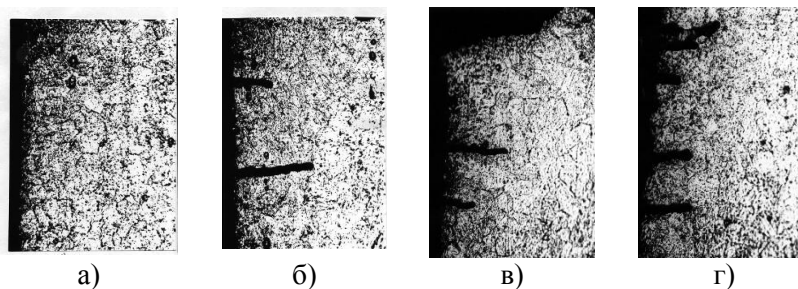


Рис. 9.- Утворення тріщин при випробуваннях чистим згином на сталі плавки 2 при 473 К без (а) та з припоєм (б) на поверхні, при 673 К без (в) і з припоєм (г) і сталі пл.1 при 1223 К з на поверхні (x500).

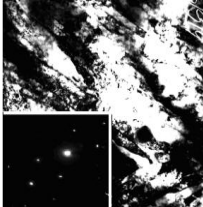

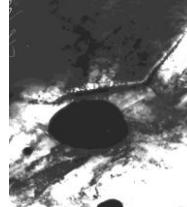



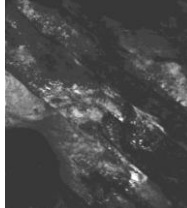

Оскільки в температурному інтервалі 1198...1348 К спостерігається різке зниження пластичності сталей ВНС покритих припоєм на основі міді, для його пояснення було проведено дослідження структури від макро- і мікрорівня до тонкої структури, яку спеціально фіксованої за цих температур. З цією метою використовувались зразки сталі з різним співвідношенням основних легуючих елементів. Зокрема, для сталі плавки 2 характерна переважно мартенситна структура, а сталь плавки 4 - феритна. Зразки, після стандартної термообробки, нагрівали до температур 1198, 1273 і 1348 К та витримували протягом 15 хв. після чого гартували у воді.

У зразках сталі пл.2, загартованих після нагріву до 1198 і 1273 К, зафіксовано мартенситні кристали (табл. 3) з високою густиною дефектів та велика кількість дрібних феритних виділень. Це свідчить про те, що в процесі нагріву відбувається зворотне $\alpha \rightarrow \gamma$ - перетворення, оскільки мартенсит є продуктом розпаду аустеніту після гартування. Зворотній перехід мартенсит - аустеніт завершується при температурах нижчих 1198 К, оскільки структурний стан металу,

гартованого з 1198 і 1273 К, ідентичний. В обох випадках гартування проводилось з однофазної γ -області. Принципово інша картина спостерігається при нагріві під гартування сталі пл.4. Зміна вихідної ферито-мартенситної структури полягає в збільшенні об'єму феритних зерен, які оточують вихідні мартенситні ділянки (табл. 3). Самі ж мартенситні ділянки втрачають свою пластинчастість і перетворюються в зерна α -фериту (табл. 3). Дефектність структури цих двох типів фериту значно відрізняється. Густина дислокацій в α -фериті значно вища ніж у вихідних його зернах. Дефектність структури цих двох типів фериту значно відрізняється. Густина дислокацій в α -фериті значно вища ніж у вихідних його зернах.

Таблиця 3

Тонка структура (x19000) сталей пл. 2 і 4 загартованих від температур окрихчення міддю та їх типові електронограми ((вісь $[111]_{\alpha}$)).

Структурна складова	Т-ра гарту, плавка №			
	1198 К, пл.2	1198 К, пл.4	1273 К, пл.4	1348 К, пл.4
Феритна				
Мартенситна				

Це зумовлено частковим успадкуванням ним дислокаційної структури мартенситу. Поряд з двома типами фериту мають місце ділянки тонко-пластинчатого, новоутвореного мартенситу. Він виникає внаслідок часткового перетворення ферит \rightarrow аустеніт і наступного гартування. Частка мартенситних ділянок зростає з підвищенням температури нагріву.

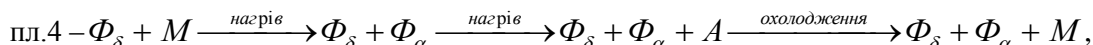
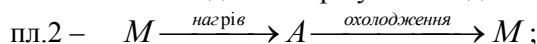
За всіх варіантів обробки сталі плавки 2 та в загартованій від 1198 і 1273 К сталі плавки 4 фіксуються лише рефлекси ОЦК-фази (фериту або мартенситу). Лише після гартування від 1348 К в останній з них знайдено слабкі рефлекси аустеніту. Очевидно вони пов'язані з неповним перетворенням аустеніту в мартенсит. Це підтверджується тим, що ділянок вільного, не перетвореного аустеніту, при електронномікроскопічних дослідженнях, не знайдено.

Рентгенівським фазовим аналізом встановлено, що у вихідному стані метал незалежно від плавки однофазний. Після нанесення припою в приповерхневих шарах металу крім α -фази утворюється фаза γ -Fe і фіксується мідь. В області кутів дифракції $40...46^{\circ}$ на дифрактограмах спостерігаються відбиття з міжплощинними віддальми, які відповідають лініям $[111]_{\alpha}$ γ -Fe і $[111]_{\alpha}$ Cu. В процесі відносно тривалих циклічних випробувань в області високих температур кількість γ -фази збільшується, так при температурі випробувань 1223К і вище для сталі пл.1 практично увесь поверхневий шар складається з γ -заліза і міді. Лінія $[110]_{\alpha}$ α -Fe матриці повністю зникає. Аналогічна картина спостерігається для плавки 2 при температурі 773 К, за якої α - фаза не фіксується.

Збільшення кількості γ - заліза в поверхневих шарах зразків після, яке чітко фіксується після високотемпературних випробувань на МЦВ, очевидно, пов'язане з перерозподілом компонентів твердого металу і припою, які відіграють роль стабілізаторів аустеніту.

Аналіз параметру ґратки матриці і рівня внутрішніх напружень не дав закономірностей, які б пов'язували їх з температурою і часом випробувань на МЦВ (табл. 4). Розкид значень сталої і ширини $\beta_{[211]_{\alpha}}$ для зразків сталі у вихідному стані очевидно зумовлений впливом газонасичення з аргону та неоднорідною релаксацією напружень в металі. Монотонне збільшення $\beta_{[211]_{\alpha}}$ для зразків з припоєм обох плавки, очевидно, пов'язане із збільшенням доли γ - складової у поверхневих шарах і відповідними напруженнями.

Результати електронномікроскопічних, електронноструктурних та рентгеноструктурних досліджень дозволили встановити відповідну схему фазових перетворень в сталях. Зокрема, схема фазових перетворень в сталях плавок 2 і 4 під час нагріву і охолодження наступна:



де М- мартенсит, А-аустеніт, Φ - ферит.

Таблиця 4

Зміни сталої ґратки і ширини лінії $|110|_{\alpha}$ після випробувань на МЦВ сталей плавок 1 і 2.

T, К	Стан поверхні	Стала ґратки, Å^0		Ширина лінії, $\cdot 10^3$ рад.	
		Пл.1	Пл.2	Пл.1	Пл.2
293	без припою	2,8789	2,8788	10,2	11,5
373	без припою	2,8761	2,8751	9,2	8,3
473	без припою	-	2,8739	-	10,0
673	без припою	-	2,8746	-	9,9
773	без припою	-	2,8739	-	9,6
1223	без припою	2,8740	-	11,0	-
1273	без припою	2,8748	-	12,8	-
1323	без припою	2,8733	-	9,2	-
373	припій ВПР2	2,8777	2,8732	11,6	6,5
473	припій ВПР2	-	2,8750	-	12,8
573	припій ВПР2	-	2,8736	-	-
1223	припій ВПР2	2,8800	-	12,4	-
1273	припій ВПР2	2,8775	-	15,3	13,1

Залежність між фазовим, хімічним складом та температурними інтервалами окрихчення і максимального прояву цього ефекту не виявлено. Проте встановлено, що при мінімальному і максимальному вмістах δ -фериту (1 і 12 об. %) окрихчення відбувається при дещо нижчих температурах, ніж при проміжкових його концентраціях - 4...6 об.% (рис. 10). У першому випадку δ -фериту в структурі майже немає, за винятком окремих ділянок в мартенситних колоніях; а в останньому він присутній у вигляді окремих зерен. За проміжкових концентрацій δ -ферит виділяється тонкими прошарками з дрібних зерен по границях мартенситних колоній або аустенітних зерен, які зафіксовані після гартування металу у воді від температур окрихчення.

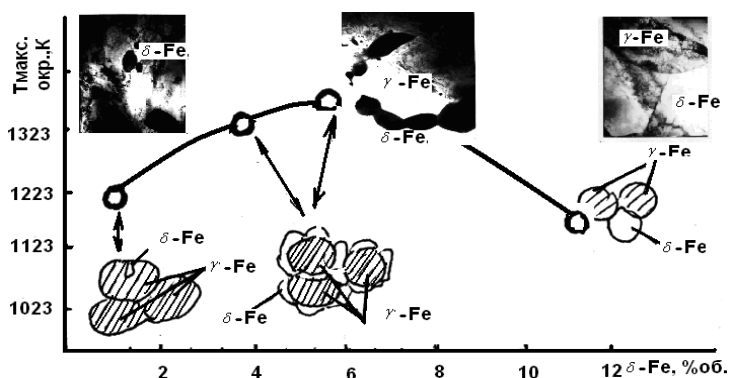


Рис. 10.- Вплив об'ємного вмісту δ -фериту на температуру максимального окрихчення сталей типу ВНС та схеми його розподілу

Це важливий факт для пояснення залежності впливу хімічного і фазового складу на опірність окрихчувальній дії рідкого металу. До уваги слід узяти, що взаємодія між міддю і аустенітом, міддю і феритом суттєво різняться. Останній практично нею не змочується [25, 26]. Отже для сталей з мінімальним вмістом фериту, який знаходиться в зернах аустеніту, доступ до них міді нічим не обмежений. Із збільшенням кількості δ -фериту, до 4...6 %, та його виділення навколо аустенітних зерен по їх границях, аж до ізоляції одного від другого – змочуваність металу

повинна визначатись здатністю до змочуваності міддю δ-фериту. Тобто буде меншою, а значить і вплив на механічні властивості розплаву буде менший. За співвідношення Cr/Ni = 5,46 в досліджених сталях досягнуто максимального вмісту фериту – 12 %об. Проте, експериментальні дані свідчать про те, що підвищення пластичності не зросло, як очікувалося, а навпаки, знизилося. Встановлено, що в останньому випадку морфологія і місця концентрації феритної складової змінилися. Кількість феритної складової зросла, але ферит почав виділятися у формі окремих великих зерен, співмірних із зернами виділень γ-фази. Відповідно протяжність співдотичних границь зерен між фазами різко зменшилась порівняно з попереднім випадком. А від так, очевидно і змочуваність металу зросла, що впливає негативно на пластичні характеристики.

Враховуючи різницю механічних властивостей γ-фази і δ-фериту, за проміжкових концентрацій останнього слід очікувати його більшу релаксуючу здатність. За мінімальних і максимальних концентраціях δ-фериту поверхневі тріщини, розвиваючись вглиб, мають більшу ймовірність для низькоенергетичного міжзеренного проходження.

Наведене дозволяє мінімізувати негативний вплив розплаву на властивості сталей, якщо контролювати кількість δ-фериту, яка в свою чергу залежить між співвідношенням концентрацій основних легуючих елементів-хрому і нікелю (рис. 11) та досягнення відповідної кількості δ-фериту, який повинен мати специфічний розподіл – навкруг зерен з домінуючою аустенітною складовою, що підтверджено як на суцільних зразках, так і на зварних (рис. 12). Не залежно від структурно-фазового і хімічного складу та товщини останні руйнуються по основному металу або зоні термічного впливу. Кількісно опір руйнуванню не залежить від етапу на якому проводиться лудження.

Як і у випадку суцільного металу мідь проникає в тріщини в зонах перед руйнування і руйнування. Мінімально окричується метал з вмістом δ-фериту, який відповідає значенням, які відповідають заштрихованій зоні на рис. 11.

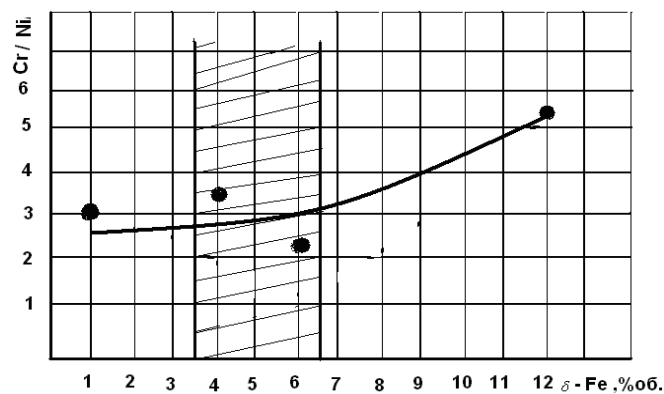


Рис. 11.- Вплив співвідношення Cr/Ni на кількість δ-фериту в сталях. Зону оптимального вмісту заштриховано

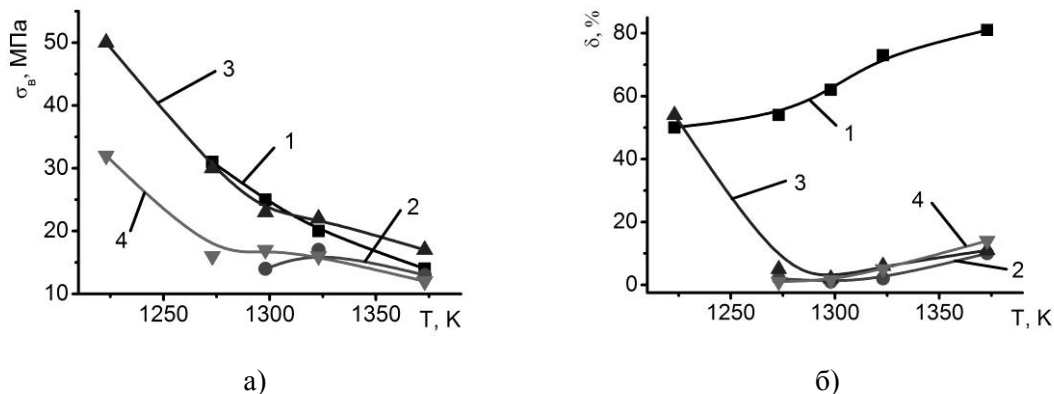


Рис. 12. - Температурні залежності межі міцності (а) і відносного видовження (б) сталей : 1- без припою, решта з припоєм нанесеним на різних етапах, а саме: 2-2-ВПр2 +783 К (2год.) + 3(товщина 0,6мм); 3 - ВПр2 +783 К (2год.) + 3(1,2мм); 4- 1303 К + 783 К(2год.) + 3 +ВПр2 + 783 К (2год.) (0,6мм); 5 - ВПр2 +783 К (2год.) + 3 (пл. 1, товщина 1,2мм). (З-зварювання).

На основі аналізу результатів випроб суцільного і зварного металу, вивчення еволюції структурно-фазових складових в температурній області окрихчувальної дії розплаву міді, з метою її мінімізації для реальних паяно-зварних виробів запропоновано використовувати сталі типу ВНС55 із вмістом δ -фериту в межах 4...6%, що деталізовано в [27].

Висновки. Вперше в широкому температурному інтервалі (293...1350 К) вивчено опір деформуванню розтягом сталей типу ВНС55 та виявлено вплив співвідношення легуючих Cr/Ni і відповідного вмісту δ -фериту на їх високотемпературні механічні характеристики. Встановлено, що сталі цього типу вище 1173К можуть окрихуватися розплавами на основах міді і свинцю за постійної швидкості деформування розтягом та випробувань на мало циклову втому. Виявлено неоднозначний вплив вмісту δ -фериту на окрихчувальну здатність розплавів. Встановлено, що при мінімальному і максимальному вмістах δ -фериту (1 і 12 об. %) окрихчення відбувається при дещо нижчих температурах, ніж при проміжкових його концентраціях - 4...6 об.%. У першому випадку δ -фериту в структурі практично відсутній, за винятком окремих виділень в мартенситних колоніях; а в останньому він присутній у вигляді окремих зерен. За проміжкових концентраціях дрібнозернистий δ -ферит окантовує границі мартенситних колоній або аустенітних зерен та обмежує доступ розплавів до них.

Визначено оптимальний структурно-фазовий та хімічний склад сталей з позиції мінімізації окрихчувальної дії розплаву на основі міді.

Список використаних джерел:

1. Сумм Б. Д. Создатель современной коллоидной химии (К 100-летию со дня рождения П. А. Ребиндера) // Вестник российской академии наук, 1998, т. 68, № 9, с. 836-848.
2. Кадмар М. Х. Жидкометаллическое охрупчивание // Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1988. С. 333—420.
3. Лихтман В. И., Щукин В. И., Ребиндер П. А. Физико-химическая механика металлов. М.: Изд. АН СССР, 1962. 303 с.
4. Попович В. В., Дмуховская И. Г. Жидкометаллическое охрупчивание деформируемых металлов. - Львов; 1983. - 68 с. - (Препр. АН УССР. Физ.-мех. ин-т; № 69).
5. Перспективи енергозабезпечення України в контексті світових тенденцій: Монографія / За заг. науковою ред. А.Шевцова. - Д.: РФ НІСД, 2008. - 208 с.
6. Панин В. Ф., Гладков Ю. А. Конструкции с заполнителем. Справ. М.: Машиностроение, 1991. 265с.
7. Сливинский В. И., Пергат В. В., Ткаченко Г. В. Сотовые заполнители. Классификация, применение, расчет физико-механических характеристик. Обзор. - К.: ЦНТИ «Поиск», 1990. - 43 с.
8. Берсудский В. Е., Крысин В. Н., Лесных С. М. Производство сотовых конструкций. - М.: Машиностроение, 1975. - 296 с.
9. Сливинский В. И., Сливинский М. В., Артеменко Ю. Г., Телегин С. В. Сотовые конструкции в ракетно-космической технике России и Украины Международная конференция «Передовые космические технологии на благо человечества». Тезисы докладов, Днепропетровск, Украина, 2007. - С. 52.
10. Сидоренко С. А. Слоистые конструкции в машиностроении // Вестник СевКавГТУ. Естественно-научная серия. Машиностроение. Вып. №1, 2006, с.6-11.
11. Максимова С. В. Аморфные припои для пайки нержавеющей стали и титана и структура паяных соединений. Адгезия расплавов и пайка материалов, 2007. Вып. 40, с.70-81
12. Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы: Справ.изд./А. П. Шлямнев и др. М.: ИНТЕРМЕТ Инжиниринг, 2000, 232с.
13. Нержавеющие стали /Химушин Ф. Ф. М.:Металлургия, 1967, 800с.
14. Специальные стали. /Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю.Г. М.:Металлургия, 1985, 408с.
15. Максимович Г. Г. Микромеханические исследования свойств металлов и сплавов. - Киев: Наук. думка, 1974. - 241 с.
16. Прочность деформируемых металлов / Под ред. Г. Г. Максимовича. - Киев: Наук. думка, 1976. - 270 с.
17. Микромашины для испытания материалов на малоцикловую усталость методом чистого изгиба / Г. Г. Максимович, Б. М. Савчин, С. М. Кудлак, Е. М. Лютый. - Львов, 1977. - (Препр./АН УССР. Физ.-мех. ин-т; № 6).
18. Профилограф-профилометр. Модель 201/Описание и руководство по пользованию/Главинструмент. Московский инструментальный завод «Калибр»/ Москва, 1970, - 38 с.
19. Аналіз принципів схем пристроїв для контролю мікрогеометрії поверхні. Мат. 8-мой щорічної між. Промислової конференції «Ефективність реалізації наукового, ресурсного і промислового потенціала в сучасних умовах» 11-15 лютого 2008 г., п. Славське, Карпати.- с. 210-212. Кусий Я. М., Топільницький В. Г., Широков О. В.

20. Застосування модуля SDI-ADC-16-32 для дослідження параметрів шорсткості поверхонь деталей після тертя. Тези доповіді наук.-техн. конф. проф.-викл. складу, наук. прац. і асп. 1-4 лютого 2011р., УАД, Львів-2011р., С.20 Широков О. В., Шахбазов Я. О.
21. Пристрій для постійного спостереження та документального відео фільмування процесу тертя і зношування матеріалів на базі металографічного мікроскопа (МПК 2006,G01N 13/00,F01N 3/02) Деклараційний патент №12339 на корисну модель Опуб.15.02.2006.Бюл.№2 Широков В. В., Рудковський С. М., Широков О. В., Лутицький О. Л.
22. Effect of dynamic blocking of dislocations by interstitial atoms on mechanical properties of metals and alloys / V. V. Shyrovok, O. V. Pavlyna, O. V. Shyrovok // Function materials. — 2004. —№ 2. — P. 405–409.
23. Деякі аспекти рідкометалевого окрихчення високоміцних нержавних сталей /Наук.нотатки. Міжвуз.зб., Луцький НТУ,2011, с. С.489 -497,вип 32.
24. Аналіз закономірностей рідкометалевого окрихчення металів/ О. В. Широков, Я. О. Шахбазов / Поліграфія і видавнича справа, №4(56).-2011 – с.145-157
25. Лашко С. В., Лашко Н. Ф. Пайка металлов.— М.: Машиностроение, 1988.—376 с.
26. Петрунин И. Е. Физико- химические процессы при пайке. М.,Высш. Школа, 1972. -280с.
27. Широков О. В. Встановлення закономірностей впливу свинцю і міді на фізико-механічні властивості високоміцних нержавних сталей. – Автореф. дис. к. тех. н.– Українська академія друкарства Львів, 2013.

Рецензенти:**П.В. Топольницький**, д.т.н., професор УАД;**Х.Б. Василів**, к.т.н., ст.н.с. ФМІ ім. Г.В.Карпенка НАНУ.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2017

УДК 621.785

Д.Б. Глушкова, О.Д. Грінченко*Харківський національний автомобільно-дорожній університет***ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ
ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЛОПАТКИ ЗІ СТАЛІ 15X11МФ, ЗМЦНЕНОЇ СТРУМАМИ
ВИСОКОЇ ЧАСТОТИ**

У даній роботі представлені результати дослідження структури і механічних характеристик поверхневого шару вхідної кромки лопатки зі сталі 15X11МФ, зміцненої струмами високої частоти. Виконано металографічні дослідження, показано розподіл мікротвердості по глибині шару, визначені залишкові напруги по глибині зміцненого шару натурної лопатки. Отримані дані мають практичне застосування у визначенні показників якісних характеристик зміцненого шару при виготовленні лопаток парових турбін.

Ключові слова: зміцнення, лопатка, мікроструктура, сталь

Рис. 6. Літ. 7

Д.Б. Глушкова, Е.Д. Грінченко*Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет***ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЛОПАТКИ ИЗ СТАЛИ 15X11МФ, УПРОЧНЕННОЙ ТОКАМИ
ВИСОКОЙ ЧАСТОТЫ**

В данной работе представлены результаты исследования структуры и механических характеристик поверхностного слоя входной кромки лопатки из стали 15X11МФ, упрочненной токами высокой частоты. Выполнено металлографическое исследование, показано распределение микротвердости по глубине слоя, определены остаточные напряжения по глубине упрочненного слоя натурной лопатки. Полученные данные имеют практическое применение в определении показателей качественных характеристик упрочненного слоя при изготовлении лопаток паровых турбин.

Ключевые слова: упрочнение, лопатка, микроструктура, сталь

D. Gluschcova, E. Grinchenko*[Kharkiv National Automobile and Highway University](#)***INVESTIGATION OF THE STRUKTURAL STATE AND MECHANICAL PROPERTIES OF
THE BLADE OF 15X11МФ STEEL REINFORCED WITH HIGH-FREQUENCY CURRENTS**

In this paper we present the results of studying the structure and mechanical characteristics of the surface layer of the leading edge of the blade made of 15X11МФ steel hardened by high-frequency currents. A metallographic study is performed, the microhardness distribution is shown for the depth of the layer, residual stresses along the depth of the hardened layer of the natural blade are determined. The data obtained are of practical use in the determination of the parameters of the qualitative characteristics of a hardened layer in the manufacture of blades of steam turbine.

Keywords: hardening, blade, microstructure, steel

Постановка проблеми. В комплексі питань, що визначають надійність і економічність роботи турбін теплових і атомних електростанцій, велике значення має надійність лопаточного апарату – найбільш дорогого і часто пошкоджуваного елемента турбін. Умови їх роботи вимагають підвищеної твердості входних кромки і високої ерозионної стійкості, відсутності негативного впливу параметрів формування захисного покриття на механічні властивості, високих корозійних властивостей.[1]

Особливо гостро ця проблема стоїть для робочих лопаток останніх ступенів циліндрів низького тиску, ерозионний знос яких в багатьох визначає ресурс їх роботи.

Одним з шляхів зниження ерозионного зносу робочих лопаток є підвищення ефективності антиерозионних властивостей за рахунок упрочнення входних кромки. В даній роботі наведені результати досліджень стану поверхневого шару робочої лопатки парової турбіни зі сталі 15X11МФ, упрочненої токами високої частоти для підвищення ерозионної стійкості і збільшення ресурсу роботи.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Наскільки відомо з публікацій [2, 3, 4, 5] проблема ерозионно-корозійного пошкодження робочих лопаток, що експлуатуються під впливом складного спектра малоциклових і високочастотних термомеханічних навантажень, актуальна більше 70 років, але до цього часу вона вирішена частково, тому дослідження в області упрочнення матеріалу лопаток по-прежнему є важливим аспектом в розв'язанні цієї задачі.

Постановка задач. Авторы работы ставили перед собой задачу исследовать состояние поверхностного слоя рабочей лопатки паровой турбины из стали 15X11МФ, упрочненной токами высокой частоты.

Изложение основного материала. Поверхностная закалка с нагревом ТВЧ относится к числу наиболее распространенных и эффективных способов упрочнения деталей.

Особенностью индукционного нагрева металлов является генерирование тепловой энергии непосредственно в изделии. Это вносит определенные коррективы в кинетику нарастания температуры поверхности и в распределение температуры по сечению изделия.[6]

В большинстве случаев наибольшие рабочие напряжения в деталях машин проявляются в поверхностных слоях. По мере удаления от поверхности напряжения постепенно уменьшаются и исчезают в центральной части изделия. При нагружении изделия знакопеременной нагрузкой разрушение от усталости начинается в поверхностном слое.

Наибольшая поверхностная прочность при достаточно вязкой сердцевине и плавном переходе между ними создает наиболее рациональное сочетание свойств. Степень плавности перехода от упрочненного поверхностного слоя к неупрочненной сердцевине оказывает большое влияние на эксплуатационные качества изделий. [7]

Образцы для исследования изготавливали от штампованной лопаток, термообработанных согласно ОСТ 108.020.03 на КП70. Механические свойства материала исходных образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1.

Механические свойства исследованных лопаток

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	КСУ, Дж/см ²	НВ, МПа
Результаты испытаний	669-750	827-900	15-20	54-58	74-116	248-271
Требования ОСТ 108.020.03-82	666,4- 813,4	≥ 814		≥ 40	$\geq 39,2$	248-285

Поверхностную закалку входных кромок лопаток 5 степени выполняли на установке ВЧИ-63/044-3П-ЛЮ1 при следующих технологических параметрах:

а) рабочая частота тока – 440 кГц;

б) анодный ток генераторных ламп – 2,5...3,5 А;

в) ток сетки генераторных ламп – 0,5...1,5 А;

г) анодное напряжение генераторных ламп – 3,0...5,0 кВ;

Данный режим, обеспечивает температуру закали 1050-1150°C. Охлаждение лопаток осуществляли водой с помощью разбрызгивающего устройства. При поверхностной закалке стремились получить слой определенной глубины со структурой бесструктурного мартенсита. Для этого на необходимой глубине должна быть достигнута температура полной аустенизации стали. Кроме того, избегали получения сквозной прокаливаемости детали. На рабочих лопатках после закали ТВЧ необходимо получить глубину слоя на ребре 1...3 мм, на поверхности наружного профиля 0,5...1 мм. Данная глубина слоя обеспечивает повышение эрозионной стойкости по сравнению с лопаткой, термообработанной по режиму: закалка с 1050°C, отпуск 680°C.

Для снятия напряжений лопатки, упрочненные ТВЧ, отпускались при 330°C. Охлаждение после отпуска проводилось на воздухе.

Качество поверхностной закали ТВЧ кромок лопаток оценивалось: измерением микротвердости по глубине закаленного слоя, изучением структурного состояния, оценкой распределения остаточных напряжений.

Исследование проводилось на 5 образцах, вырезанных в различных сечениях лопатки в поперечном направлении.

Вид поперечных образцов для исследований микроструктуры и микротвердости приведен на рисунке 1.

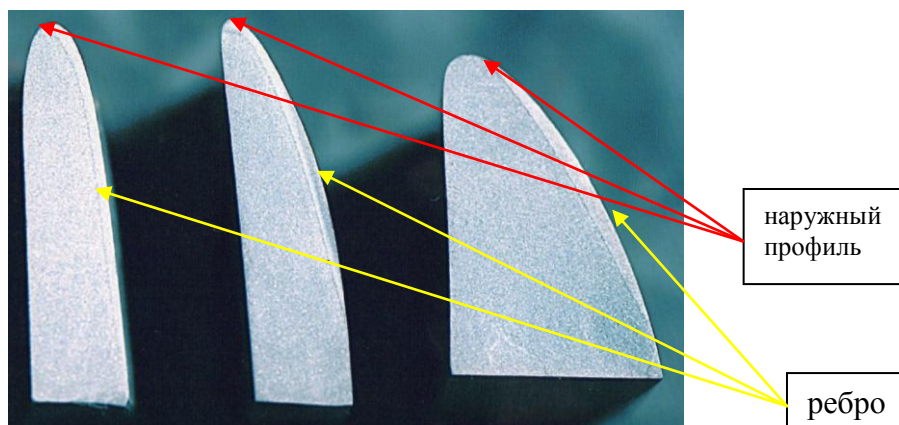


Рис. 1 Вид поперечных образцов для исследования

Глубина закаленного слоя образцов, замеренная по фону травления на поперечных шлифах стандартно вырезанных образцов, приведена в таблице 2.

Таблица 2.

Глубина закаленного слоя исследованных образцов

№ образца	Глубина слоя, мм	
	наружный профиль	ребро
1	0,8	3,0
2	0,9	2,6
3	0,7	0,9
4	0,6	0,6
5	0,0	1,5

Структура поверхностного слоя лопатки, упрочненной закалкой имеет плавный переход от поверхности к сердцевине.

Согласно данным, приведенным в таблице, глубина закаленного слоя образцов значительно отличается между собой, что обусловлено сложной конфигурацией профиля лопатки и, как результат, различным зазором между телом лопатки и индуктором, в результате чего тепловложение по сечению лопатки также не стабильно. На участке наружного профиля образца №5 слой отсутствует. Данный образец вырезан из лопатки вблизи бандажного отверстия.

Формирование структурного состояния, как и распределение микротвердости зависит от нескольких факторов, основные из которых: распределение температуры в поверхностной зоне до конца нагрева, исходная структура, закаливаемость стали, условия охлаждения.

Микроструктура металла лопатки после объемной термической обработки представляет собой сорбит с ориентацией по мартенситу (рис. 2). Игольчатость мартенсита соответствует 9-10 баллу ГОСТ 8233-56. Данный мартенсит является малоуглеродистым и характеризуется как крупноигельчатый.



x100

Рис. 2. Микроструктура металла лопатки после объемной термической обработки

Мікроструктура слоя, закаленного ТВЧ приведена на рисуне 3. После поверхностной закалки ТВЧ с оптимальных температур микроструктура закаленного слоя состоит из бесструктурного или безиглочатого мартенсита, что обеспечивает существенное повышение прочности, пластичности и вязкости слоя. По мере удаления от поверхности структура укрупняется вплоть до состояния основного металла лопатки.

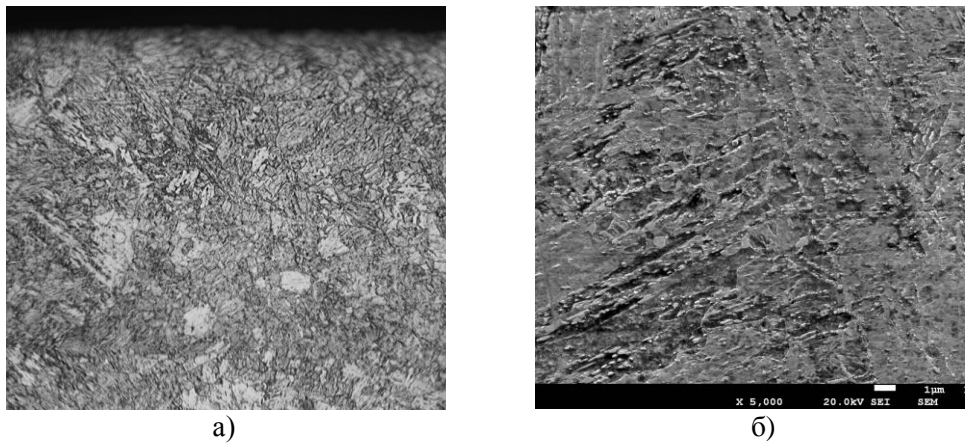


Рис. 4. Микроструктура упрочненного слоя а) при увеличении $\times 100$, б) при увеличении $\times 5000$

Измерение микротвердости по глубине закаленного слоя были выполнены на образцах, вырезанных из лопаток 5 степени низкого давления, проводились на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50г.

Распределение микротвердости по глубине закаленного слоя представлены в виде графиков на рисунках 5-6.

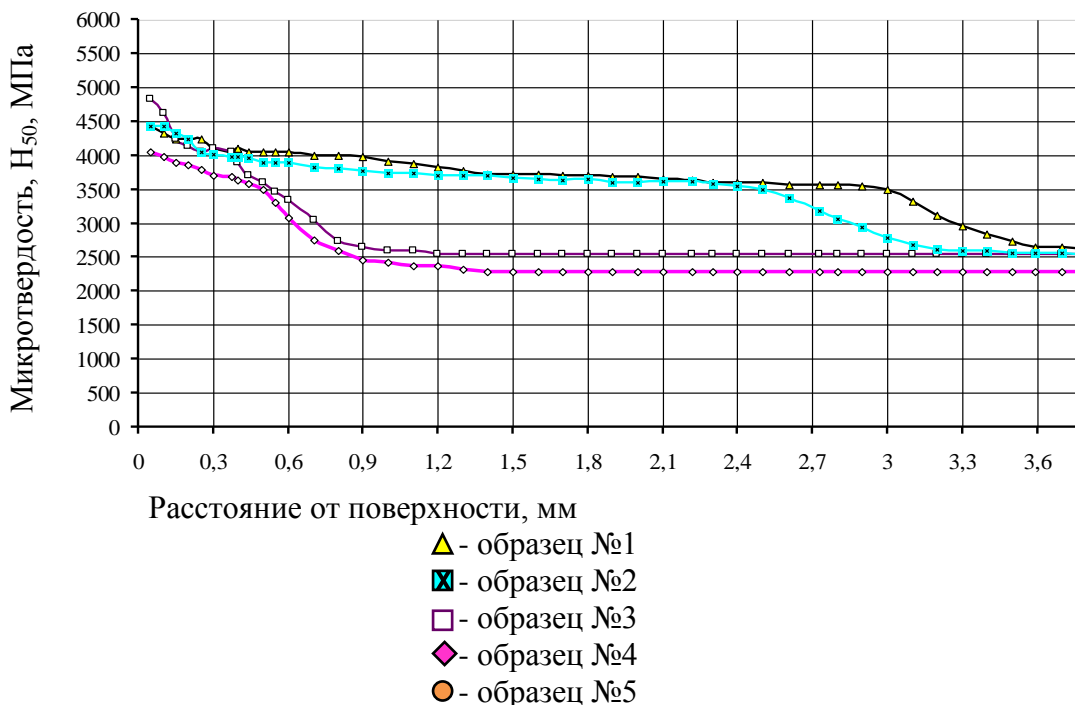


Рис. 5. Распределение микротвердости от поверхности до сердцевины по наружному профилю лопатки

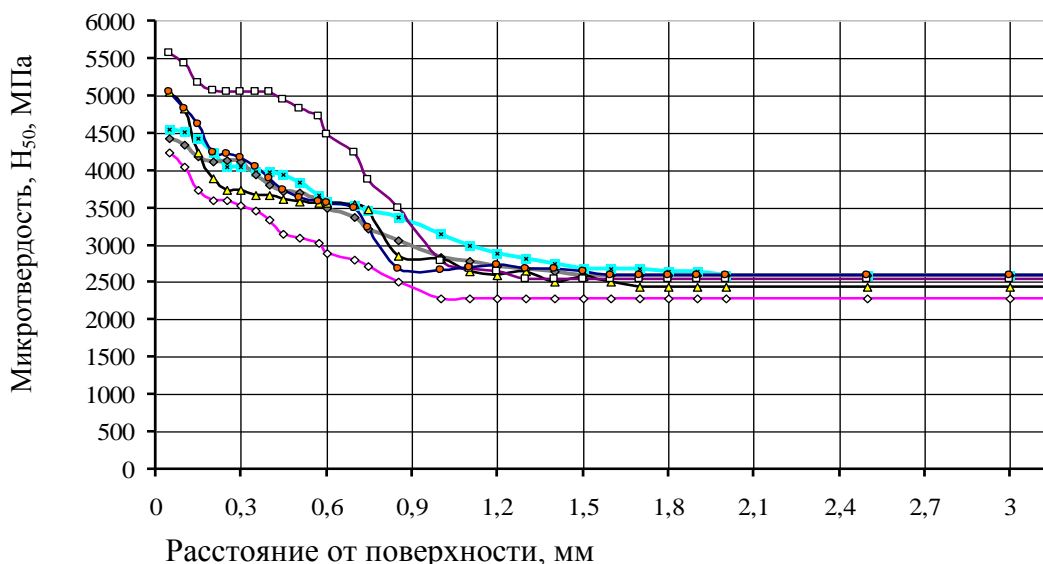


Рис. 6. Розподілення мікротвердості від поверхні до серцевини по ребру лопатки

Вибраний режим поверхневості закалки з нагрівом ТВЧ забезпечил: глибину закаленого слоя 0,6-3,0 мм. Умовна границя глибини закаленого слоя, установленная измерением мікротвердості, складає 3300-3500 МПа, що відповідає глибині закаленого слоя, определенної після травлення, на 90-100%.

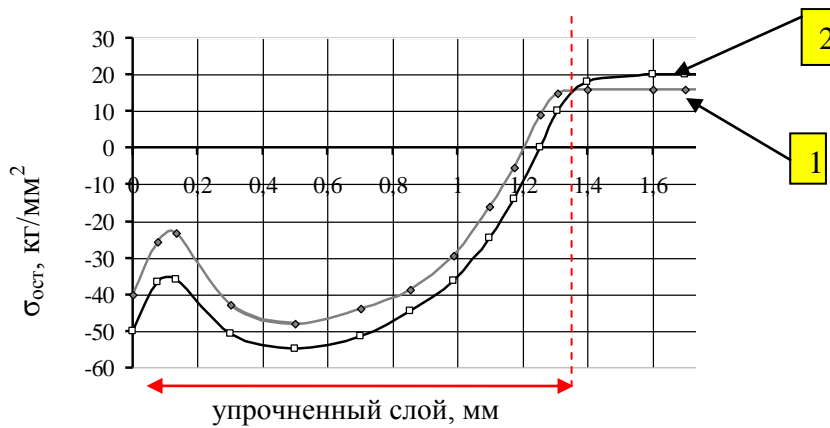
Образці, на яких глибина слоя максимальна, мають більш плавне падіння мікротвердості по глибині закаленого слоя по порівнянню со слоями, існуючими мінімальную глибиною слоя 0,6 мм. В поверхневості зоні образців мікротвердість має максимальне значення на рівні 5600 МПа.

При упрочненні токами високої частоти принципіально отримати на поверхності лопатки сжимаючі напруження, т.к. розтягиваючі остаточно напруження негативно впливають на усталостну міцність.

Нагріваючись, поверхневості слой лопатки розширюється в сторону вільної поверхності, испытывает пластическую деформацию. В перший період охолодження після закалки в поверхневості слойі виникають розтягиваючі напруження і відбувається пластическая деформация горячего металла. При цьому внутрішні напруження частково знімаються. При дальнішому охолодженні пластическая деформация останавливается і цей слой розтягується, вызывая в сердцевині значительні сжимаючі напруження. В деякий момент зовнішня поверхність нагрітого слоя перестає скорочуватися і деформується (сжимається) тільки під впливом внутрішньої частини нагрітого слоя. Розтягиваючі напруження на поверхності зменшуються, і їх максимум переміщується в глибину металу. При достаточній глибині нагрітого слоя (більше 3 мм) остаточно напруження на поверхності закаленого слоя повністю переходять в сжимаючі. Величина теплових сжимаючих напружень тем більше, чем глубже нагрітий ТВЧ слой.

Основною причиною виникнення розтягиваючих остаточно напружень вблизи твердого слоя являются тепловые об'ємні пластическіе деформации в процесі нагріву і охолодження.

Выполнены исследования по влиянию поверхневості закалки ТВЧ и последующего отпуска на уровень и характер распространения остаточно напружений на входной кромке рабочих лопаток 5 степени низкого давления паровой турбины. Результаты замеров, выполненные методом рентгеновской тензометрии приведены на рисунке 7.



1 - на расстоянии 4 мм от крайней точки наружного профиля
2 - на расстоянии 8 мм от крайней точки наружного профиля

Рис. 7. Распределение остаточных напряжений по глубине лопатки после закалки ТВЧ

Как видно из рис. 7 непосредственно в самом закаленном слое по всей его глубине действуют сжимающие остаточные напряжения (до 55 кг/мм²). На рубеже закаленного слоя с незакаленным металлом остаточные сжимающие напряжения перерастают в растягивающие (до 14-20 кг/мм²), которые, однако, не носят пикового характера, а равномерно распространяются вглубь лопатки.

Таким образом, распространение остаточных напряжений как по поверхности лопатки, так и по ее глубине после закалки с нагревом ТВЧ в целом носит благоприятный характер.

Выводы.

1. Исследована микроструктура и микротвердость после поверхностной закалки с нагревом ТВЧ и последующего отпуска. Выбранный режим поверхностной закалки с нагревом ТВЧ обеспечил глубину закаленного слоя 0,6-3,0 мм.

2. Распределение микротвердости от поверхности до сердцевины образцов носит плавный характер. На поверхности закаленного слоя наблюдаются максимальные значения микротвердости, по мере удаления нее вглубь металла снижаются до значений микротвердости сердцевины.

3. Максимальные значения микротвердости получены на ребре лопатки - $H_{50} = 5560$ МПа, на наружном профиле - $H_{50} = 4830$ МПа.

4. Установлено, что в закаленном слое действуют сжимающие остаточные напряжения. Распределение остаточных напряжений по глубине лопатки после закалки с нагревом ТВЧ носит благоприятный характер.

Список использованных источников:

1. Субботин В.Г., Левченко Е.В. Повышение эффективности турбинных установок тепловых электростанций. / Е.В. Левченко // Теплоэнергетика. - 2009. - № 9. - С. 50-54.

2. Смыслова М.К. Исследование и разработка комбинированных ионно-плазменных технологий, обеспечивающих повышение эксплуатационных свойств лопаток газовых и паровых турбин / М.К. Смыслова // Вестник УГАТУ.- Уфа, 2004. - Т.5.- №3(11). - С. 76-83. 7.

3. Беляков А.В. Практика формирования электроискровых покрытий для упрочнения и восстановления лопаточного аппарата проточной части паровых турбин тепловых и атомных электростанций / А.В.Беляков, В.И.Шапин, А.Н.Горбачев// «Вестник ИГЭУ», Выпуск 4, 2008 г.

4. Швецов В.Л. Комбинированная противоэрозионная защита рабочих лопаток последних ступеней мощных паровых турбин / В.Л.Швецов и др.//Вісник НТУ «ХПИ». 2014. № 13(1056).

5. Фадеев И.П. Эрозия влажнопаровых турбин / И.П.Фадеев - Л.: Машиностроение. 1974г. - 208с.

6. Головин Г.Ф., Зимин Н.Ф. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева / Г.Ф.Головин, Н.Ф.Зимин ; -5-е изд., перераб. и доп. - Л.: Машиностроение. Ленингр. отделение, 1990.- 87с.

7. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева - Москва. Машиностроение. 1990г. -528с.

Рецензии

1. Никонов О.Я. - доктор наук, профессор

2. Скоблю Т.С.

Стаття надійшла о редакції 26.05.2017

УДК: 537.528:621.762.3:[669.295+669.1]:669.018.25

Е.В. Липян, О.Н. Сизоненко*Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины***ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНАЯ ПОДГОТОВКА ШИХТЫ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ
КАРБИДОТИТАНОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ**

Рассмотрен метод высоковольтной электроразрядной (ВЭР) подготовки шихты из смеси состава 80% Ti + 20% Fe для получения карбидтитановых твердых сплавов методом искро-плазменного спекания. Установлена связь параметров ВЭР со свойствами получаемой порошковой шихты (дисперсность и форма частиц, фазовый состав, насыпная плотность) и физико-механическими свойствами спеченных из нее материалов (гидростатическая плотность, твердость, теплопроводность, износостойкость, динамическая прочность).

Ключевые слова: высоковольтный электрический разряд, твердый сплав, безвольфрамовый твердый сплав, порошок, функциональные свойства, диспергирование, синтез, искро-плазменное спекание, карбид титана

Є.В. Липян, О.М. Сизоненко*Институт імпульсних процесів і технологій НАН України***ЕЛЕКТРОРОЗРЯДНА ПІДГОТОВКА ШИХТИ ДЛЯ ОТРИМАННЯ
КАРБИДОТИТАНОВИХ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ**

Розглянуто метод високовольтної електророзрядної (ВЕР) підготовки шихти з суміші складу 80 % Ti + 20% Fe для отримання карбідтитанових твердих сплавів методом іскро-плазмового спікання. Встановлено зв'язок параметрів ВЕР з властивостями одержуваної порошкової шихти (дисперсність і форма частинок, фазовий склад, насипна щільність) і фізико-механічними властивостями спечених з неї матеріалів (гідростатична густина, твердість, теплопровідність, зносостійкість, динамічна міцність).

Ключові слова: високовольтний електричний розряд, твердий сплав, безвольфрамовий твердий сплав, порошок, функціональні властивості, диспергування, синтез, іскро-плазмове спікання, карбід титану

Ye. Lypian, O. Sizonenko*NASU Institute of Pulse Processes and Technologies***ELECTRIC DISCHARGE PREPARATION OF THE POWDER MIXTURE
FOR TITANIUM CARBIDE HARD METALS OBTAINMENT**

The paper deals with the high voltage electric discharge (HVED) method of the powder mixture preparation of the initial 80 % Ti + 20 % Fe powders for obtaintment of titanium carbide tungstenless hard metals after spark plasma sintering. The properties of the obtained powders (dispersity and shape of the particles, phase composition, bulk density) and sintered materials (hydrostatic density, hardness, thermal conductivity, wear resistance, dynamic strength) were examined. The impact of the parameters of the HVED for powder mixture preparation on the properties of obtained sintered materials was established. Optimal values of the specific energy of the HVED influence on the powders for obtaining the best functional properties of the titanium carbide hard metals were found.

Keywords: high voltage electric discharge, hard metal, tungstenless cemented carbide, powder, functional properties, crashing, synthesis, spark plasma sintering, titanium carbide

Постановка проблеми. Твердые сплавы (ТС) широко и эффективно они применяются для обработки металлов резанием, давлением, для бурения горных пород в нефтяной, газовой и горнодобывающей промышленности, в качестве износостойких и штамповых материалов, а также для службы при высоких температурах и агрессивных средах [1–5].

Наибольшее применение нашли ТС на основе карбида вольфрама с кобальтом. Однако в настоящее время полностью обеспечить промышленность такими материалами не представляется возможным из-за дефицитности и высокой стоимости вольфрамового и кобальтового сырья. Поэтому в настоящее время внимание исследователей направлено на разработку и внедрение ТС, не содержащих вольфрам – безвольфрамовых твердых сплавов (БВТС), которые как правило не содержат также кобальта, заменяемого никелем или железом [1, 4–5].

В основном разработка БВТС сосредоточена на создании материала на основе сложного титано-ниобиевого карбида с никель-молибденовой связкой (типа ТМ), карбида титана с никель-молибденовой связкой (МНТ, ТН, НТН и др.), карбонитрида титана с никель-молибденовой связкой (КНТ, ЛЦК-20, ЦТУ, ТВ и др.), карбида хрома с никелевой связкой, карбида и карбонитрида титана со стальной связкой (карбидостали, ферротикары), а также ТС на некарбидной основе (керметы и др.). Для перечисленных вариантов, кроме случая применения карбида и карбонитрида титана со стальной связкой, имеют место сложность и дороговизна производства материала. Вместе с тем, БВТС в сравнении со стандартными вольфрамсодержащими сплавами обычно имеют более низкий модуль упругости, меньшую

теплопроводность и ударную вязкость, поэтому они хуже сопротивляются ударным и тепловым нагрузкам, упругим и пластическим деформациям, имеют пониженную жаропрочность, более интенсивно разупрочняются при повышенных температурах, имеют повышенный абразивный износ по задней поверхности режущего инструмента. Необходимо отметить, что применение БВТС для замены вольфрамсодержащих ТС зачастую не приводит к существенному техническому или экономическому эффекту [1, 4–6].

Существует подход, позволяющий повысить физико-механические и эксплуатационные свойства материалов, который может быть применен при подготовке порошков к консолидации при получении БВТС. Таким методом является высоковольтный электрический разряд (ВЭР) в жидкости, благодаря которому можно целенаправленно воздействовать на фазовый и дисперсный состав порошков, в частности, смесей Fe–Ti, что приводит к повышению функциональных свойств консолидированного из них материала [7–14]. Теоретическая оценка на основе термодинамического анализа и экспериментальные исследования подтвердили изменение фазового состава смеси порошков железа и титана под воздействием ВЭР в углеводородной жидкости. В работе [14] показано, что ВЭР приводит к деструкции плазменным каналом углеводородной жидкости на наночастицы углерода и водорода и интенсифицирует протекание реакций между компонентами порошковой смеси и продуктами разложения углеводородной жидкости с синтезом карбидов титана и железа, а также их интерметаллидов. Авторами работы была успешно применена технология воздействия ВЭР на порошковые смеси железа, титана и карбида бора в углеводородной жидкости для получения шихты для производства карбидосталей [15]. Сочетание ВЭР воздействия на порошки с последующим искро-плазменным спеканием (ИПС) синтезированной шихты позволило сохранить мелкозернистую структуру компакта и обеспечить повышение физико-механических свойств карбидостали [10, 12].

Поэтому использование ВЭР воздействия на порошки состава 80 % Ti + 20 % Fe может дать возможность синтезировать достаточное количество карбида титана в шихте и консолидированном материале и позволит создать БВТС на основе карбида титана с железной и титановой связкой с повышенными функциональными свойствами.

Целью данной работы является установление связи параметров ВЭР обработки в керосине смеси порошков титана и железа с функциональными свойствами консолидированных твердосплавных материалов методом ИПС.

Методика исследования. ВЭР воздействию подвергалась порошковая смесь состава 80 % Ti + 20 % Fe. Обработка суспензии порошков титана ПТ 6 ТУ У 14-10-026-98 и железа ПЖР 3.200.26-30 ГОСТ 9849–86 в керосине марки ТС-1 ГОСТ 10227–86 выполнялась на экспериментальном стенде в рабочей камере, схема и подробное описание которых приведены в [7, 12]. Параметры ВЭР воздействия были выбраны, в соответствии с работами [7–14], при этом удельная энергия $W_{уд}$ варьировалась от 4,5 до 27 МДж/кг за счет изменения количества импульсов.

Для оценки влияния параметров ВЭР обработки на морфологию и дисперсность частиц применялся металлографический анализ по цифровым фотоснимкам, выполненным на оптическом микроскопе БИОЛАМ-И и растровом электронном микроскопе РЭММА-102 по ГОСТ 23402–78. Пробы порошка для микроскопии отбирались в соответствии с ГОСТ 23148–98 (ISO 3954–77). Дифференциальная кривая распределения диаметра частиц по их количеству $F_d(d) = dF/dD$ строилась путем дифференцирования интегральной накопительной кривой, сглаживание производилось методом последовательного применения, скользящего среднего с окном в две точки с предварительным разделением на интервалы размером 0,05 мкм. Исследование фазового состава порошков выполнялось методом рентгенофазового анализа. Регистрация дифрактограмм осуществлялась при помощи дифрактометра Rigaku Ultima IV при $CuK\alpha$ излучении. Идентификация фаз на дифрактограммах осуществлялась с применением программы QualX [16]. Насыпная плотность порошков определялась по ГОСТ 19440–94 (ISO 3923-1–79) с использованием воронки.

Спекание порошков выполнялось на экспериментальном комплексе ИПС «Гефест–10» при максимальной амплитуде суперпозиции постоянного и переменного тока 1,1 кА, частоте переменной составляющей 10 кГц, скорости нарастания температуры 20 °С/с и времени выдержки 270 с (общее время), механическое давление при спекании 60 МПа в соответствии с работами [10, 11].

Плотность консолидированных образцов определялась гидростатическим взвешиванием в этиловом спирте по ГОСТ 20018–74 (ISO 3369–75). Твердость образцов исследовалась по ГОСТ 20017–74 (ISO 3738/1–82) на твердомере ТР 5006. Динамическая прочность исследовалась

по диаграмме сжатия образцов, полученной при помощи экспериментальной установки для динамических испытаний по методу Гопкинсона-Кольского [17]. Износостойкость образцов определялась весовым методом на машине трения СМЦ-2 по схеме «ролик–колодка» при сухом трении (без смазки) [18]. Пары трения являлись неподвижный цилиндрический образец (колодка) и контр-тело (ролик) подвижный круг алмазный плоский прямого профиля марки 1A1 Ф50×16×3×16 АС4 зернистостью 160/80 по ГОСТ 16167–90. Окружная скорость ролика 0,8 м/с, давление на образец – 0,75 МПа. Предварительно производилась притирка контактирующих поверхностей. При исследованиях образцы взвешивались через каждые 0,5 км пути. Теплопроводность системы «стекло – образец» определялась на измерителе теплопроводности ИТ-λ-400 в соответствии с [19]. При измерениях использовалось стекло органическое по ГОСТ 17622–72 толщиной 0,8 мм, поскольку теплопроводность самих образцов была слишком высокой для измерений на указанном приборе.

Результаты и их обсуждение. Микроскопические исследования морфологических характеристик показали, что размер исходной смеси порошков 80 % Ti + 20 % Fe составил от 0,5 до 160 мкм (рис. 1, кривая 1). Медиана распределения имеет значение ~ 43 мкм и средний диаметр 37,5 мкм.

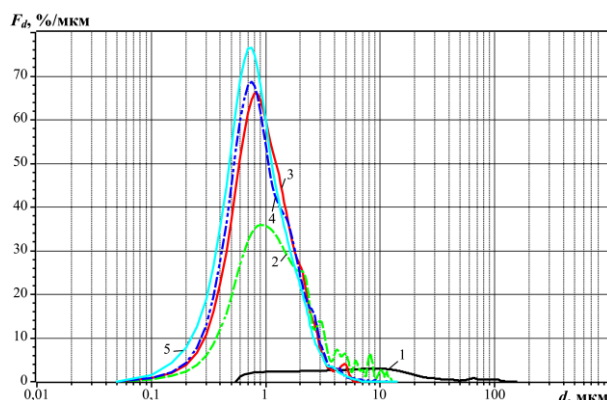


Рис. 1. Дифференциальные кривые распределения диаметра частиц смеси порошка 80 % Ti + 20 % Fe по их количеству до (1) и после ВЭР воздействия с удельной энергией 4,5 (2), 9 (3), 18 (4) и 27 МДж/кг (5)

ВЭР обработка порошков с удельной энергией воздействия 4,5 МДж/кг приводит к существенному изменению дисперсности порошковой смеси (рис. 1, кривая 2), размеры частиц находятся в диапазоне от ~ 0,1 мкм до 13,5 мкм, при этом медиана распределения составляет 2,2 мкм а средний размер 3,2 мкм. Пиковое значение диаметра соответствует 1 мкм и составляет 36 %.

Повышение удельной энергии воздействия до 9 МДж/кг (рис. 1, кривая 3) изменяет размеры частиц – диапазон составляет от ~ 0,1 мкм до 12,5 мкм, медиана 1,3 мкм, средний диаметр 1,6 мкм. Пиковое значение диаметра соответствует 0,8 мкм и составляет 66 %.

С увеличением удельной энергии воздействия в два раза до 18 МДж/кг динамика диспергирования снижается, частицы порошка измельчаются до размеров от ~ 0,1 мкм до 6,5 мкм, при этом медиана распределения 1,3 мкм, а средний диаметр 1,56 мкм (рис. 1, кривая 4). Пиковое значение диаметра соответствует 0,75 мкм и составляет 69 %.

Дальнейшее повышение удельной энергии воздействия до 27 МДж/кг не приводит к существенному изменению дисперсности по сравнению с воздействием при 18 МДж/кг (рис. 1, кривая 5).

Установлено, что ВЭР обработка смеси 80 % Ti + 20 % Fe оказывает влияние не только на дисперсность, но и на форму частиц. Несмотря на уменьшение динамики диспергирования с увеличением энергии воздействия значительно возрастает доля сферических и округлых частиц. Так, если для исходного порошка содержание частиц сферической формы составляло 15,5 %, округлой 61,5 %, угловатой 22,5 % и присутствовало незначительное количество частиц стержневой формы, то при ВЭР обработке при повышении удельной энергии воздействия с 9 до 18 МДж/кг содержание сферических частиц возрастает с 35 до 46 % за счет уменьшения количества частиц округлой (с 56,5 до 50 %), угловатой (с 8,5 до 4 %) и стержневой формы, причем основная масса мелких частиц имеет именно сферическую форму.

Дифрактограммы, полученные при исследовании порошков (рис. 2), свидетельствуют о том, что ВЭР воздействие на порошковую смесь приводит к образованию и увеличению количества карбида титана по мере увеличения удельной энергии за счет взаимодействия между компонентами порошковой смеси и синтезируемым нанокуглеродом. При этом при воздействии с минимальной рассматриваемой энергией ($W_{уд} = 9$ МДж/кг) наблюдается наличие свободного углерода, не успевшего вступить в реакцию карбидизации (рис. 2, б). При воздействии с максимальной рассматриваемой энергией ($W_{уд} = 27$ МДж/кг) карбид титана начинает разлагаться на титан и углерод при попадании в плазму канала разряда (рис. 2, д).

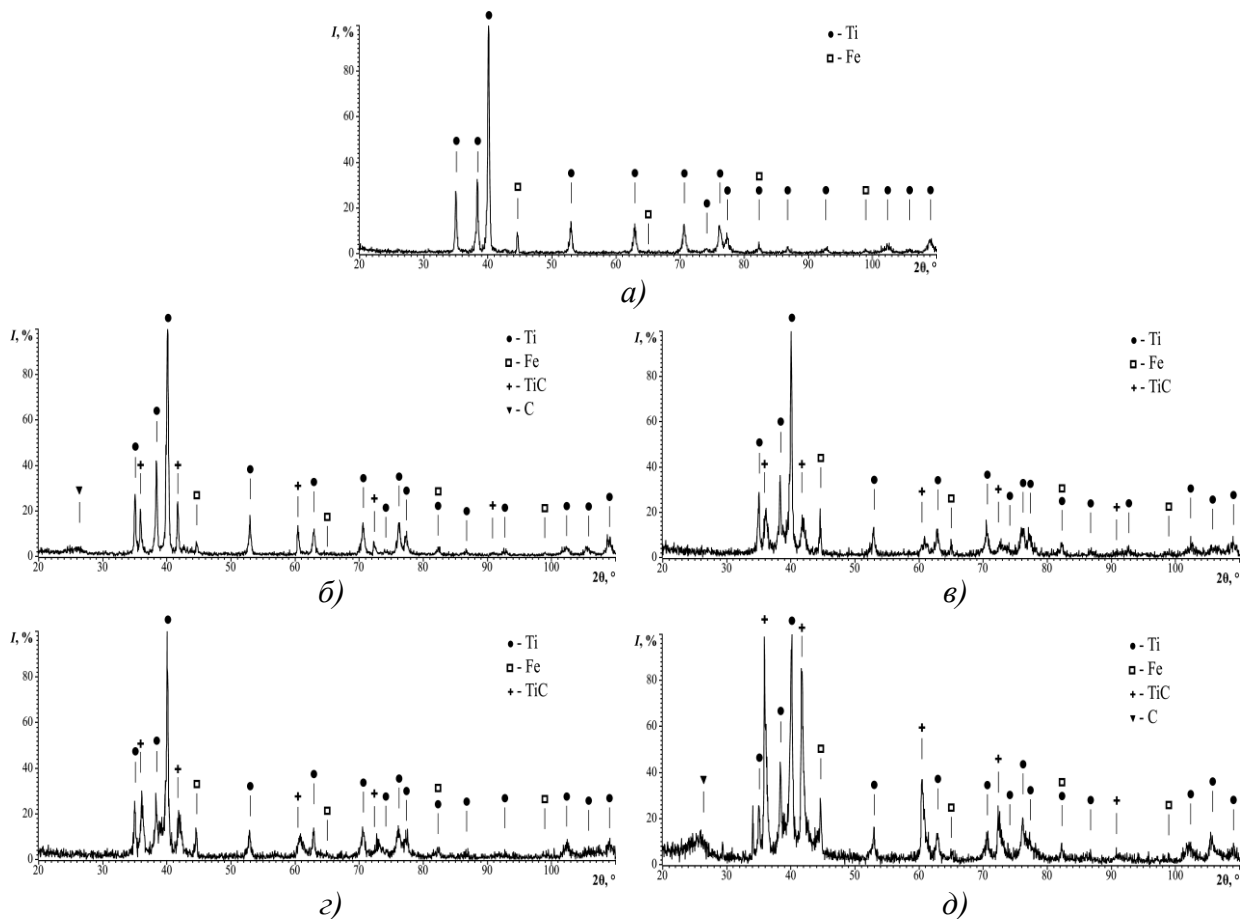


Рис. 2. Дифрактограммы смеси порошков исходного состава 80 % Ti + 20 % Fe до (а) и после ВЭР воздействия с удельной энергией 4,5 (б), 9 (в), 18 (г) и 27 МДж/кг (д)

Наличие в составе смеси свободного углерода, не успевшего вступить в реакцию карбидизации при недостаточной удельной энергии (9 МДж/кг) или образовавшегося в результате разложения карбида титана при энергии избыточной (27 МДж/кг) приводит к уменьшению насыпной плотности шихты ρ_n относительно исходной (рис. 3). При этом значения насыпной плотности шихты, полученной при средних значениях удельной энергии (9 и 18 МДж/кг), остается на уровне значений исходного порошка за счет одновременного синтеза карбида титана и увеличения дисперсности частиц.

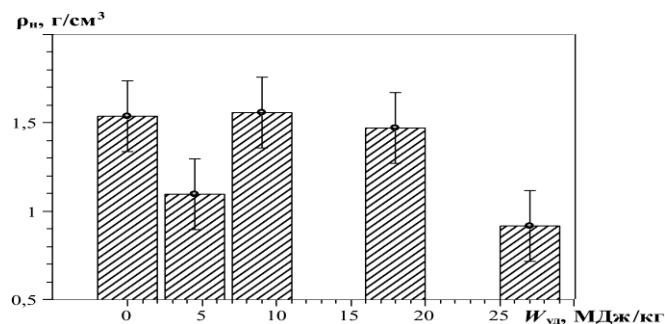


Рис. 3. Насыпная плотность порошка исходного состава 80 % Ti + 20 % Fe до и после ВЭР воздействия с разной удельной энергией

Наличие в составе шихты свободного углерода, полученной при ВЭР воздействии с удельной энергией 9 и 27 МДж/кг также снижает гидростатическую плотность компактов, консолидированных из этой шихты методом ИПС (рис. 4, а).

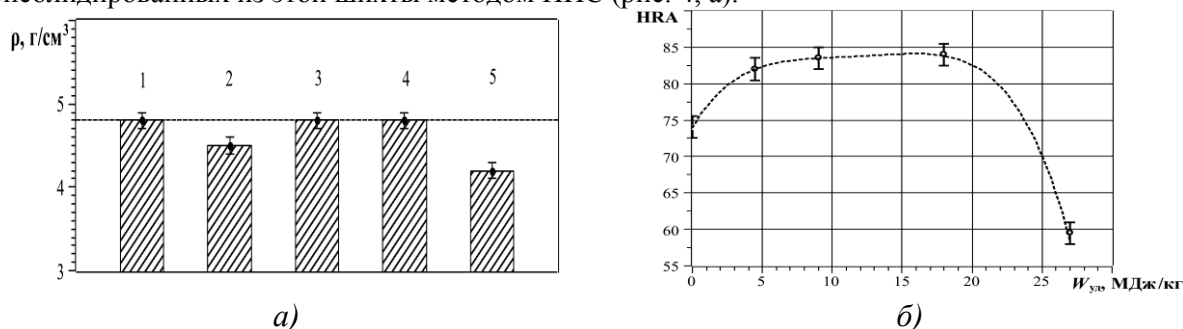


Рис. 4. Плотность (а) и твердость (б) образцов БВТС, спеченных из порошка исходного (1) и после ВЭР воздействия с удельной энергией 4,5 (2), 9 (3), 18 (4) и 27 МДж/кг (5)

Следует отметить, что все полученные материалы обладают небольшой плотностью ($\sim 4,8$ г/см³) по сравнению с традиционными ТС по ГОСТ 3882–74 (ISO 513–75) вольфрамовой (от 13,4 до 15,3 г/см³), титановольфрамовой (от 9,5 до 13,1 г/см³) и титанотанталовольфрамовой (от 12,0 до 13,8 г/см³) групп.

Средние значения твердости образцов, консолидированных из шихты, полученной ВЭР подготовкой при значениях увеличении удельной энергии воздействия 4,5; 9 и 18 МДж/кг составляют соответственно 74; 82 и 83,5 HRA (рис. 4, б). В соответствии со стандартом ГОСТ 17359–82, порошковым твердым сплавом является порошковый материал на основе металлоподобных твердых соединений с металлической связкой, обладающий твердостью свыше 80 HRA. Таким образом, полученные материалы относятся к классу твердых сплавов. Состав шихты, полученной при ВЭР воздействии с $W_{уд} = 27$ МДж/кг за счет образования излишнего углерода, образовавшегося при разложении карбида титана, попавшего в плазменные каналы, приводит к существенному уменьшению среднего значения твердости спеченного из нее материала до 59,5 HRA.

Для образцов, спеченных их исходного порошка, потеря массы при абразивном износе составляет 4,2 г на 1 км пути (рис. 5, а). Обработка порошков при значениях удельной энергии 4,5 и 9 МДж/кг приводит к повышению сопротивления абразивному износу консолидированного из такой шихты материала – $m_w = 3,1$ г/км. Повышение удельной энергии обработки до 18 МДж/кг способствует снижению потери массы компакта до 1,5 г/км. Дальнейшее повышение удельной энергии до 27 МДж/кг приводит к резкому падению износостойкости спеченного из такой шихты материала – до $m_w = 6$ г/км.

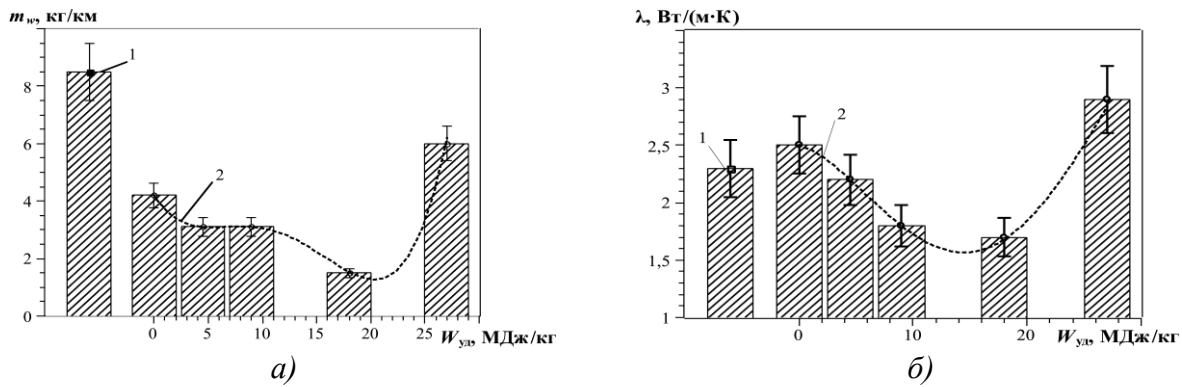


Рис. 5. Потеря массы при абразивном износе (а) и теплопроводность системы «органическое стекло – образец» (б) для твердого сплава марки ВК8 (1) и полученных БТС (2)

При этом проведенные испытания на абразивный износ для образца из сплава марки ВК8 показали, что для промышленного твердого сплава наблюдается значительный абразивный износ – потеря массы составила $\sim 8,5$ г на 1 км пути. Очевидно, что условия испытаний при использовании стального контртела отличаются от применяемых в данной работе (где контртело – алмазный круг), когда более выражены явления «вырывания» упрочняющих частиц карбидов из металлической матрицы. В этих условиях полученные образцы карбидтитанового твердого сплава превосходят промышленные твердые сплавы по износостойкости.

Поскольку одной из важных характеристик ТС является теплопроводность, было выполнено исследование зависимости изменения теплопроводности системы «органическое стекло – твердый сплав» λ для исследуемых карбидтитановых твердых сплавов, и для образца промышленного твердого сплава марки ВК8 (рис. 5, б). уменьшается для образцов, спеченных из шихты, обработанной По мере увеличения удельной энергии воздействия до 18 МДж/кг при обработке шихты, значение теплопроводности спеченных из нее образцов уменьшается из-за увеличения содержания карбида титана. При повышении удельной энергии воздействия при подготовке шихты до 27 МДж/кг, теплопроводность образцов, консолидированных из нее, резко возрастает, вследствие содержания свободного углерода в компакте. Значения теплопроводности полученных карбидтитановых твердых сплавов и промышленного твердого сплава марки ВК8 (см. рис. 5, б, столбик 1) достаточно близки. Карбид вольфрама имеет большее значение теплопроводности, чем карбид титана, что соответственно сказывается на разнице свойств содержащих их твердых сплавов.

Исследование динамической прочности консолидированных образцов (рис. б) показало, что для образца, консолидированного из порошка, обработанного при удельной энергии воздействия 4,5 МДж/кг, при скорости деформирования ~ 800 с⁻¹ величина динамического предела прочности составила ~ 1250 МПа, энергия деформирования в момент начала разрушения составила 50 МДж/м³. Образцы, спеченные из порошка, обработанного при удельной энергии воздействия 9 и 18 МДж/кг, при скоростях деформирования, доходящих до ~ 400 и ~ 800 с⁻¹ соответственно, не разрушились, максимальная энергии деформации при этом составляла соответственно ~ 40 и ~ 70 МДж/м³. Для образца, консолидированного из порошка, обработанного при удельной энергии воздействия 27 МДж/кг при скорости деформирования ~ 800 с⁻¹ вследствие наличия в составе избыточного углерода резко снижается величина динамического предела прочности до ~ 300 МПа, а энергия деформирования в момент начала разрушения до 10 МДж/м³.

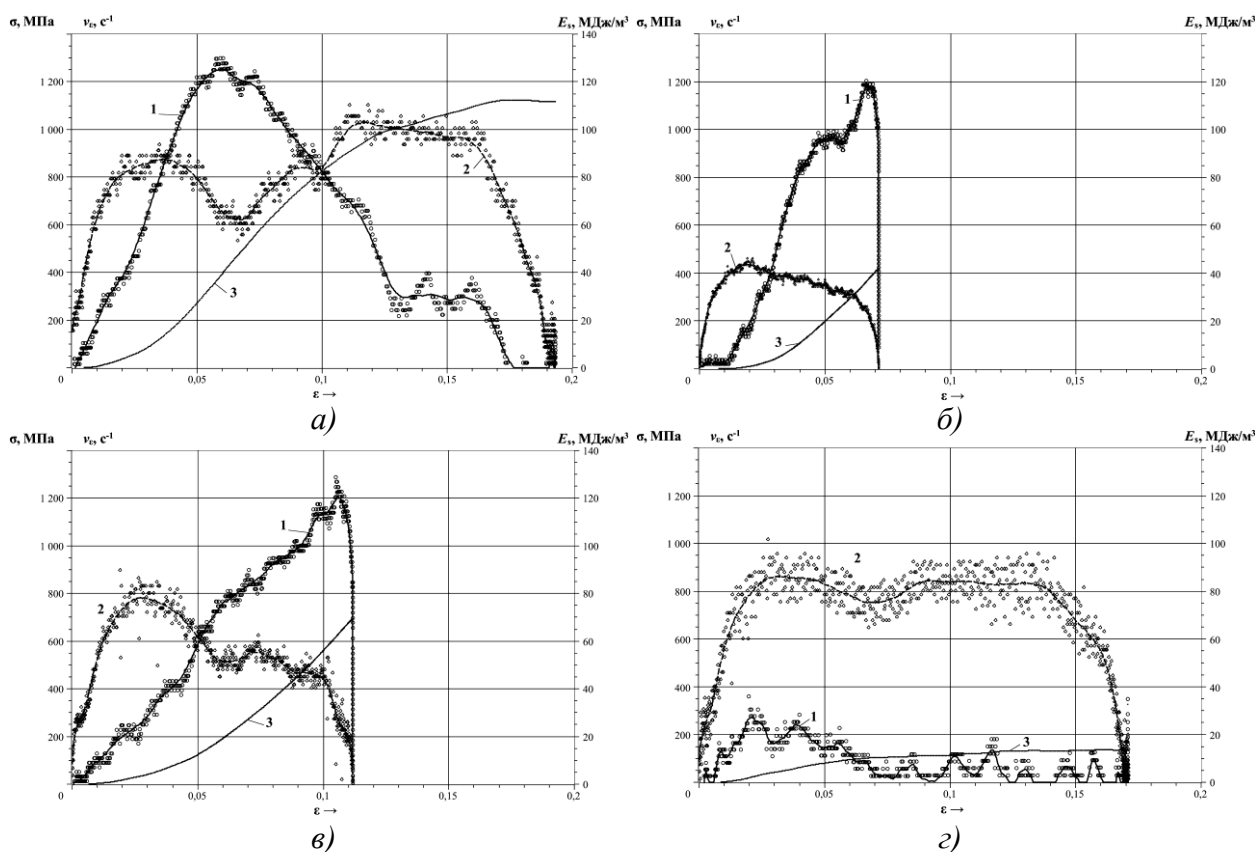


Рис. 6. Диаграммы напряжения (1), скорости (2) и энергии деформирования (3) от величины деформации образцов БВТС, спеченных из порошка после ВЭР воздействия с удельной энергией 4,5 (а), 9 (б), 18 (в) и 27 МДж/кг (з)

Рассматривая комплекс функциональных свойств получаемых материалов, можно сделать вывод, что оптимальными характеристиками обладают БВТС, консолидированные из шихты, полученной ВЭР подготовкой порошков при значениях удельной энергии от 9 до 18 МДж/кг.

Выводы. Определено влияние параметров ВЭР обработки порошковой смеси состава 80 % Ti + 20 % Fe на изменение их дисперсности и фазового состава.

Установлена связь параметров ВЭР обработки порошков с функциональными свойствами (твёрдость, динамическая прочность, износостойкость, теплопроводность) консолидированных ИПС БВТС материалов, которые имеют высокие удельные характеристики прочности и износостойкости, а их твёрдость превышает 82 НРА.

Список использованных источников:

1. Панов, В. С. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них : учеб. пособ. для вузов / В. С. Панов, А. М. Чувиллин. – М. : МИСИС, 2001. – 428 с. – ISBN 5-87623-076-6.
2. Фальковский, В. А. Твердые сплавы / В. А. Фальковский, Л. И. Клячко. – М. : Руда и металлы, 2005. – 416 с. – ISBN 5-8216-0067-7.
3. Металлические порошки и порошковые материалы : справ. / Б. Н. Бабич, Е. В. Вершинина, В. А. Глебов [и др.] ; под ред. Ю. В. Левинского. – М. : ЭКОМЕТ, 2005. – 520 с. – ISBN 5-89594-122-2.
4. Кюбарсепп, Я. Твердые сплавы со стальной связкой / Я. Кюбарсепп. – Таллинн : Валгус, 1991. – 164 с. – ISBN 5-440-00303-7.
5. Витрянюк, В. К. Спеченные безвольфрамовые твердые сплавы / В. К. Витрянюк, А. Н. Степанчук. – К. : Випол, 2011. – 248 с. – ISBN 978-966-646-108-0.
6. Гуревич, Ю. Г. Карбидостали / Ю. Г. Гуревич, В. К. Нарва, Н. Р. Фраге. – М. : Metallurgy, 1988. – 144 с.
7. Effect of high-voltage discharge on the particle size of hard alloy powders / O. N. Sizonenko, G. A. Baglyuk, A. I. Raichenko [et al] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2011. – Vol. 49, Issue 11/12. – P. 630–636. – ISSN 1068-1302.
8. Variation in the particle size of Fe–Ti–B₄C powders induced by high-voltage electrical discharge / O. N. Sizonenko, G. A. Baglyuk, A. I. Raichenko [et al] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2012. – Vol. 51, Issue 3/4. – P. 129–136. – ISSN 1068-1302.
9. Dispersion and carburization of titanium powders by electric discharge / O. N. Sizonenko, G. A. Baglyuk, E. I. Taftai [et al] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2013. – Vol. 52, Issue 5/6. – P. 247–253. – ISSN 1068-1302.

10. High voltage electric discharge in liquid as a method of preparation of blend for carbide steels / O. N. Sizonenko, E. G. Grigoriev, A. D. Zaichenko [et al] // *Machines, Technologies, Materials*. – 2013. – Issue 10. – P. 19–22. – ISSN 1313-0226.
11. Разрядно-импульсная технология обработки порошков / А. Д. Зайченко, О. Н. Сизоненко, Е. М. Шерегий [и др.] // *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*. Серія : Техніка та електрофізика високих напруг : зб. наук. праць. – Харків : НТУ «ХПІ». – 2014. – № 50 (1092). – С. 151–160. – ISSN 2079-0740.
12. Pulsed-discharged technology of metal-matrix composite materials obtainment / O. Sizonenko, A. Zaichenko, A. Torpakov [et al] // *Materials Science. Non-equilibrium phase transformations*. – 2015. – Issue 1. – P. 15–18. – ISSN 2367-749X.
13. Electric discharge synthesis of titanium carbide / O. Syzonenko, E. Shregii, S. Prokhorenko [et al] // *Machines, Technologies, Materials*. – 2016. – Issue 8. – P. 34–37. – ISSN 1313-0226.
14. Термодинамический анализ гетерогенных химических реакций в системе «смесь порошков Fe – Ti – углеводородная жидкость» под воздействием высоковольтных электрических разрядов / Е. В. Липян, О. Н. Сизоненко, А. С. Торпаков, А. А. Жданов // *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*. Серія : Техніка та електрофізика високих напруг : зб. наук. праць. – Х. : НТУ «ХПІ». – 2015. – № 51 (1160). – С. 59–65. – ISSN 2079-0740.
15. Пат. 111411 Україна, МПК (2016.01) B02C 19/18 (2006.01), B22F 9/14 (2006.01), B22F 3/14 (2006.01), C01B 31/30 (2006.01), C22C 21/00, C22C 1/04 (2006.01). Спосіб одержання металоматричних композиційних матеріалів / Сизоненко О. М., Липян Є. В., Зайченко А. Д., Торпаков А. С., Присташ М. С., Трегуб В. О.; заявник і патентовласник Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України. – № a201409976; заявл. 11.09.14; опубл. 25.04.16, Бюл. № 8.
16. Altomare, A. QUALX2.0: a qualitative phase analysis software using the freely available database POW_COD / A. Altomare, N. Corriero, C. Cuocci [et al] // *Journal of Applied Crystallography*. – 2015. – Vol. 48. – P. 598–603. – ISSN 1600-5767.
17. Lindholm, U. S. Some experiments with the split Hopkinson pressure bar / U. S. Lindholm // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 1964. – № 12. – P. 317–335. – ISSN 0022-5096.
18. Ясь, Д. С. Испытания на трение и износ. Методы и оборудование / Д. С. Ясь, В. Б. Подмоков, Н. С. Дяденко. – К. : Техніка, 1971. – 140 с.
19. Эксплуатационная документация на измеритель теплопроводности ИТ-Л-400. – Актюбинский завод «Эталон», 1987. – 38 с.

Стаття надійшла до редакції 29.05.2017

**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 і надрукована тільки на лазерному або струйному принтері на білих листах формату А4 (297×210 мм). 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 Суг 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 Суг розміром 11 пт з напівжирним виділенням і вирівнюється по центру.
5. **Анотації** українською, російською мовами набираються з абзацного відступу шрифтом Time New Roman Суг 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 Суг, курсив, напівжирний 9 пт.
7. Основний текст розміщується на 1 см нижче анотацій, набирається з абзацного відступу 1 см шрифтом Time New Roman Суг розміром 11 пт з одинарним міжрядковим інтервалом і вирівнюється по ширині.
8. Для набірання формул застосовувати редактор формул MS WORD (використовувати шрифти: Symbol, Time New Roman Суг; 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 державного стандарту через 1 см від останнього рядка.
12. **Обов'язково** подати статтю. на лазерному диску. Статті можна також пересилати електронною поштою за такою адресою: notatki@ukr.net
13. До статті **обов'язково** 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 Ігора 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. Кошти просимо перерахувати на рахунок:

Отримувач: Луцький НТУ, код ЄДРПОУ 05477296, на р/р 31258322217820, ДКСУ м. Київ, МФО 820172

Обов'язково вказати: «За ІФЗ* видання збірника «Н.Н.» ім'я, ПІБ авторів, (**При поданні статті додається копія квитанції про сплату**).

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.

При подачі статті англійською мовою вартість публікації становить 50% від номінальної

ЗРАЗОК ОФОРМЛЕННЯ СТАТТІ

УДК: 620.179.16

І.І. Іванов¹, П.П. Петров²

Луцький національний технічний університет¹

Тернопільський національний технічний університет²

**НАБЛИЖЕНЕ ВИЗНАЧЕННЯ ОСІ КОНОІДА, 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 обшивки 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 line. 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].

$$Y_j = \frac{1}{K} \sum_{i=1}^n Y_{ji}, \quad (1)$$

де K -



Рис. 1. Назва рисунка

Таблиця 1.

Назва таблиці

№п/п	Фактори		Функції відгуку	
	X ₁	X ₂	Y ₁	Y ₂

Висновки. В статті розроблено алгоритм наближеного.....

Список використаних джерел:

1. Гуляев К.В. Математические модели и моделирование. – М: Металлургия, 1970. – 471 с.
2. Гірченко.....

ПШБ, посада, науковий ступінь, вчене звання рецензентів статті.

Ціна договірна

Колектив авторів

Наукові нотатки

**Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Технічні науки»)
Випуск 59**

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