

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ



ЛУЦЬКИЙ
НАЦІОНАЛЬНИЙ
ТЕХНІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ

НАУКОВІ НОТАТКИ

Випуск 58



ЛУЦЬК - 2017

НАУКОВІ НОТАТКИ

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

**Випуск 58
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, Гліндворський університет (Уельс, Великобританія); Драган О.В., к.т.н., доцент, Брестський державний технічний університет (Білорусь); Патер Збігнев, д.т.н., професор, Люблінська політехніка (Польща); Геворк Петросян, д.т.н., професор, Вірменський державний університет (Вірменія); Дімітер Ставнев, д.т.н., професор, Технічний університет м. Варні (Болгарія); Дешка Маркова, д.т.н., професор, Технічний університет м. Габрово (Болгарія)

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

Особливістю цього збірника є те, що з метою залучення талановитої молоді до наукових досліджень, в збірнику окремою рубрикацією висвітлені роботи учнів Малої академії наук України.

В конференції, окремою секцією прийняли участь переможці Всеукраїнського конкурсу учнів Малої академії наук України.

Довідки за тел. (0332) 26-25-19 e-mail: [**notatki@ukr.net**](mailto: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**](http://notatki.com.ua)

З повагою,

*Відповідальний редактор,
професор Луцького НТУ*

В.Д. Рудь

ЗМІСТ

Зміст	4
Бабак О.П., Дробот О.С., Качур О.В. Експертне дослідження причин виходу з ладу деталей ГРМ автомобіля.....	10
Баглюк Г.А., Куровський В.Я. Оцінка ефективності обробки розплавів чавунів різних функціональних груп порошковими брикетованими модифікаторами.....	15
Баглюк Г.А., Супрун О.В., Мамонова А.А. Особливості структуроутворення при термічному синтезі багатокомпонентних сполук із порошкових сумішей на основі системи $TiH_2-Fe-Si-Mn-C(B_4C)$	17
Бейгельзімер Я.Ю., Кулагін Р.Ю., Давиденко О.А. Кручення під високим тиском: нестійкість пластичного плину в екстремальних умовах.....	36
Божко Т.Є., Гальчук Т.Н. Вплив режимів різання на розмір часток при шліфуванні ШХ15.....	41
Бондар К.А., Зайчук Н.П. Аналіз властивостей та застосування термоізоляційних матеріалів у холодильному обладнанні.....	44
Валецький Б.П. Сучасні принципи побудови контейнерних майданчиків складських терміналів.....	50
Возняк А.В., Білошенко В.О., Возняк Ю.В. Вплив рівноканальної багатокутової екструзії по морфологію, механічні та теплові властивості полімерних нанокомпозитів.....	56
Гальчук Т.Н., Божко Т.Є. Аналіз факторів, що впливають на зношування композиційних матеріалів.....	64
Герасимчук Г.А., Гуменюк Ю.О., Човнюк Ю.В. Мехатронні пристрої надійних механічних систем: ідентифікація параметрів і контроль вібрації.....	69
Грабар І.Г., Марчук М.М. Моделювання впливу масштабу на фрактальну розмірність та поріг перколяції нанооб'єктів.....	77
Григор'єв О.М., Мелак Л.М., Коротєєв О.В., Іванов С.М., Бега М.Д., Котенко В.А. Ударостійка кераміка системи $B_4C-TiSi_2$	86
Григор'єв О.М., Нешпор І.П., Мосіна Т.В., Винокуров В.Б., Коротєєв О.В., Ведель Д.В., Сільвестроні Л. Вплив технології отримання ультра-високотемпературної кераміки на основі ZrB_2 на її корозійну стійкість.....	94
Гулай О.І. Використання твердих продуктів піролізу сапропелю як гідрофобних сорбентів.....	100
Гусарова І.О., Потапов О.М., Солнцев В.П., Фролов Г.О., Петраш К.Н., Манько Т.А. Металеві матеріали для екстремальних умов експлуатації жаростійких конструкцій багаторазових літальних апаратів.....	104
Давидчук Н.К., Гадзира М.П., Тимошенко Я.Г., Гнилиця І.Д., Рябцев І.О. Вплив високодисперсних порошкових сполук на стійкість до абразивного зношування електродугової наплавки на основі заліза.....	112
Диха О.В., Посонський С.Ф., Маковкін О.М., Вичавка А.А. Розрахункова оцінка зносостійкості матеріалів напрямних ковзання.....	119
Дідук І.І., Яценко О.М., Чувашов Ю.М. Волокна з гірських порід базальтоподібного складу з тонкоплівковими покриттями на основі двооксидів цирконію.....	125
Дмитрішина Я.Ю. Аналіз стійкості структури ближнього порядку у рідкому алюмінії.....	131
Дробот О.С., Підгайчук С.Я., Яворська Н.М. Аналіз причин виникнення дефектів при виготовленні фітингів рукавів високого тиску.....	136
Дудніков А.А., Дудніков І.А., Дудник В.В., Біловод А.І., Горбенко А.В. Вплив пластичного деформування на властивості оброблюваних матеріалів деталей.....	140
Євдокименко Ю.І., Кисіль В.М., Фролов Г.О., Григор'єв О.М., Бучаков С.В., Нешпор І.П., Мосіна Т.В., Коротєєв О.В., Бега Н.Д. Дослідження термоерозійних характеристик ультрависокотемпературної кераміки в умовах високотемпературного нагрівання у надзвуковому потоці продуктів згоряння.....	145
Євдокименко Ю.І., Фролов Г.О., Кисіль В.М. Теплові випробування матеріалів передніх кромок гіперзвукового літального апарату.....	153

Жигуц Ю.Ю., Рудь В.Д., Кляп М.М. Особливості термітного зварювання високохромованих сталей.....	162
Зубовецька Н.Т. Теоретичне дослідження навантажувальних і енергетичних характеристик газогідравлічних інерційних підшипників.....	168
Іваницький С.Г., Штерн М.Б., Чувашов Ю.М. Вплив кристалізаційних властивостей базальтових розплавів при формуванні неперервних волокон на їх міцнісні характеристики.....	174
Колесник Є.В., Баглюк Г.А. Особливості морфології електрокристалізованих покриттів на основі сплавів заліза різних компонентних груп.....	179
Колосов О.Є., Сівецький В.І., Сокольський О.Л., Івіцький І.І., Куриленко В.М. Матеріали та технології для одержання функціональних полімерних композиційних матеріалів.....	184
Крест'янюк Л.Ю. Аналіз способів захисту інформації при несанкціонованому доступі з інтернету в локальну мережу.....	193
Кривень В.А., Блащак Н.І., Бойко А.Р., Задорожний В.Ю. Пластичне відшаровування під зсувним навантаженням двох паралельних включень за умови їх однобічного контакту з середовищем.....	198
Кудряшов А., Буратовський Т., Гергель М. Оцінка робота в процесі розвідки навколишнього середовища контактним та лазерним методами.....	204
Кундрат А.М., Шацький І.П., Гладун Л.В., Кундрат М.М. Відшарування системи гнучких підсиленнь півбезмежної пластини за умов задачі термопружності.....	213
Куц Ю.В. Комп'ютерно-імітаційне моделювання нанесення захисних покриттів на циліндричну деталь.....	220
Люшук О.М., Савчук П.П., Кашицький В.П., Лабунець В.Ф., Загребельний В.В. Дослідження зносостійкості оптимізованих високонаповнених епоксикомпозитів фрикційного призначення.....	228
Мазур П.В., Васильєв О.О., Муратов В.Б., Прихна Т.О., Барвіцький П.П., Гарбуз В.В., Картузов В.В. Композиційна кераміка на основі додекабориду та нітриду алюмінію.....	232
Мельничук М.Д., Коропченко С.П., Андрушко О.А., Скуба В.М. Механічні характеристики полімеркомпозиту армованого волокнами технічної коноплі.....	238
Мікуліч О.А. Розрахунок напруженого стану пінистих матеріалів за динамічних навантажень.....	243
Мініцький А.В., Сосновський Л.О., Биков О.І., Лобода П.І. Процеси вторинного ущільнення брикетів на основі порошку заліза.....	248
Набережна О.О., Буря О.І. Дослідження впливу органічного та вуглецевого волокна на експлуатаційні характеристики гібридних композитів на основі ароматичного поліаміду.....	255
Рудь Н., Марчук О. Оцінювання ефективності інноваційних проектів.....	262
Савчук П.П., Кашицький В.П., Садова О.Л., Кальба Є.М., Лучка М.В. Оптимізація складу триботехнічних графітопластів наповнених арамідними волокнами.....	270
Сичук В.А., Заболотний О.В. Аналітичне обґрунтування можливості абразивоструменевого оброблення поверхонь корпусних деталей.....	274
Слащук В.О., Слащук О.О., Заспа Ю.П. Контактна генерація електромагнітного поля та внутрішніх хвиль в процесі токарної обробки сталей.....	284
Сокол Г.М., Ганзюк А.Я. Отримання гідрофобних органомінеральних сорбційних матеріалів на основі сапоніту.....	288
Сур'янінов М.Г., Чучмай О.М., Шиляєв О.С. Згин і крутіння систем з перехресними зв'язками.....	295
Хессе О., Кунерт М., Єфременко В.Г., Шіміцу К., Бриков М.Н., Капустян О.Є. Зносостійкість знеуглецюваного шару високовуглецевої низьколегованої сталі в екстремальних умовах тертя.....	301
Чабак Ю.Г., Журнаджи В.І., Зайчук Н.П., Пастухова Т.В., Єфременко В.Г. Зносостійкість імпульсно-плазмових покриттів, легованих вольфрамом і хромом.....	308
Шавель А.А., Гарост М.М., Кривоносова О.В., Гарост О.І. Методи підвищення якості та надійності різьбових з'єднань будівельних, дорожніх і підйомно-транспортних машин (СДМ та ПТМ).....	315

Шваб'юк В.І., Гуда О.В., Шваб'юк В.В. До проблеми розрахунку циліндричних оболонок у постановці гіпотез прикладних теорій та просторової задачі теорії пружності.....	320
Широков В.В., Широков О.В., Анна Угль, Андреас Нігель. Вплив карбідного зміцнення на фізико-механічні властивості та опір зношуванню ванадію.....	326
РОБОТИ УЧНІВ МАЛОЇ АКАДЕМІЇ НАУК УКРАЇНИ	335
Бандура М.В. Екобезпечні пакувальні матеріали.....	335
Бурбела О.Ф. Організація роботи секції матеріалознавства в позашкільлі.....	336
Геворгян С.В. Наноструктурування аморфних сплавів системи Al-Ni-PЗМ як фактор впливу на корозійну стійкість у водних розчинах.....	338
Іванчук С.Ю. Дослідження можливостей 3D-принтерів з паралельними кінематичними схемами.....	339
Крижанівський Д.В. Зменшення тертя в підшипниках шляхом використання композиційних деталей на основі відходів інструментальних сталей.....	340
Левак О.О. Проектування та виготовлення мобільного маніпулятора з ручним або програмним керуванням.....	341
Мальцев Є. Вплив магнітного поля на людину та рослини.....	343
Мороз В.І. Електромагнітний дозуючий пристрій.....	344
Московець С.С. Дослідження впливу товщини шару матеріалу та його виду на локалізацію точки роси.....	345
Мосяк В.Т. Дослідження морфології структури та фазового складу сумішей $\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ до і після ударно-вібраційної обробки.....	346
Никифоров А.О. Досягнення та перспективи нанотехнологій.....	347
Ольховська А.І. Дослідження самонапружених конструкцій із заданими властивостями.....	349
Приймак Р.Я. Технологія утеплення стін наявних будинків.....	350
Рекретюк Н.В. Структурування епоксидних полімеркомпозитів під впливом фізичних полів.....	351
Романовська М.С. Математичне моделювання теплових процесів 3D друку.....	352
Рудь М.М. Кінематичні магнітні передачі.....	353
Рябоконт В.П. Двигун стірлінга та його перспективи.....	354
Стефаниць Е.В. Матеріали з ефектом пам'яті форми.....	356
Шуйський К.Є. Визначення потужності сонячних панелей і ємності акумуляторів для автоматичних систем безперервного електропостачання на основі супутникових даних NASA.....	356

ONTENTS

Contents	4
Babak O.P., Drobot O.S., Kachur O.V. Expert studies causes of failure the vehicle details of the vehicle.....	10
Bagliuk G.A., Kurovskiy V.Ya. The estimation for efficiency of melts processing by powder briquetted inoculants for cast irons of different functional groups.....	15
Bagliuk G.A., Suprun O.V., Mamonova A.A. The features of structure formation at thermal synthesis of multicomponent compounds from powder mixtures based on $\text{TiH}_2\text{-Fe-Si-Mn-C(B}_4\text{C)}$ system.....	17
Beygelzimer Y., Kulagin R., Davydenko O. The high pressure torsion: a plastic flow instability under extreme conditions.....	36
Bozhko T.E., Halchuk T.N. Influence of modes of cutting on the size of particles at grinding.....	41
Bondar K.A., Zaychuk N.P. Analysis of properties and materials insulation in refrigeration equipment.....	44
Valetsky B. Modern principles of construction of container plants of warehouse terminals.....	50
Voznyak A., Beloshenko V., Voznyak Y. Effect of equal channel multiple angular extrusion on the morphology, mechanical and thermal properties of polymeric based nanocomposites.....	56
Galchuk T., Bozhko T. Analysis of factors affecting the wear of composite materials.....	64
Herasymchuk H., Chovnyuk Y., Gumeniuk Y. Mechatronic's devices of robust mechanical systems: parameter identification and vibration control.....	69
Grabar I.G., Marchuk M.M. Impact on design scale and fractal dimension percolation threshold nano-objects.....	77
Grigoriev O.N., Melakh L.M., Koroteev A.V., Ivanov S.M., Bega N.D., Kotenko V.A. $\text{B}_4\text{C-TiSi}_2$ system shock-resistant ceramics.....	86
Grigoriev O., Neshpor I., Mosina T., Vinokurov V., Koroteev O., Vedel D., Silvestroni L. The influence of ZrB_2 ultra-high temperature ceramics manufacturing technology on corrosion resistance.....	94
Hulai O. Use of solid pyrolysis products of the sapropel as hydrophobic sorbents.....	100
Husarova I., Potapov O., Solntsev V., Frolov G., Petrash K., Man'ko T. Metal materials for extreme operating conditions of heat-resistant structures of reusable aircraft.....	104
Davydchuk N., Gadzyra M., Tymoshenko Ya., Gnylytsya I., Ryabtsev I. The influence of high powder compounds for resistance to abrasive wear electric fuse iron-based.....	112
Dykha O., Posonsky S., Makovkin O., Vychavka A. Estimation of wear resistance of materials sliding guides.....	119
Diduk I.I., Yashchenko O. M., Chuvashov Yu.N. Fibers from rocks of basalt-simple structure with a thin-film covering on the basis of zirconium dioxide.....	125
Dmytrishyna Ya.Yu. Analysis of sustainability of the structure of the middle order in liquid aluminum.....	131
Drobot O.S., Pidgaychuk S.Ya., Yavorska N.M. The analyze of causes of manufacturing defects of fittings of high pressure hoses.....	136
Dudnikov A.A., Dudnikov I.A., Dudnik V.V., Belovod A.I., Gorbenko A.V. Research influence of plastic deformation on properties of processed materials details.....	140
Yevdokymenko Yu., Kysil V., Frolov G., Grygoriev O., Buchakov S., Neshpor I., Mosina T., Koroteev A., Bega N. Study of thermoerozion characteristics of ultra-high temperature ceramics in the conditions of high-temperature heating in supersonic stream of combustion products.....	145
Yevdokymenko Yu., Frolov G., Kysil V. Thermal tests of materials for the leading edges of hypersonic vehicle.....	153
Zhiguts Yu., Rudj V., Kljap M. The features thermite welding of highchromium steels.....	162
Zubovetska N. The theoretical research of loading and power characteristics of the gas-hydraulic inertial bearings.....	168
Ivanitsky S. Shtern M., Chuvashov Ju. Effect of crystalization properties of basalt melts on strength characteristics of continuous fiber in the drawing process.....	174

Kolesnyk Ie.V., Bagliuk G.A. The features of morphology for electrocrystallized coatings on the basis of iron alloys of different component groups.....	179
Kolosov A.E., Sivetskiy V.I., Sokolskiy O.L., Ivitskiy I.I., Kurylenko V.M. Materials and technologies for obtaining functional polymeric composite materials.....	184
Krestyanpol L. Analysis of information protection methods in case of unauthorized access from the "internet" in the lan (local area network).....	193
Kryven V.A., Blashchak N.I., Boyko A.R., Zadorozhnyy V.J. Plastic exfoliation of two parallel inclusions under the shear loading at one sided contact with environment.....	198
Kudriashov A., Buratowski T., Giergiel M. Robot's pose estimation in environment exploration process with slam and laser techniques.....	204
Kundrat A., Shatskiy I., Gladun L., Kundrat M. Exfoliation system of flexible reinforcements the semiinfinite plate under thermoelasticity problem conditions.....	213
Kuts Yu. Computer simulation modeling application of protective coatings on the details.....	220
Lyushuk O., Savchuk P., Kashytskiy V., Labunets V., Zahrebelnyi V. Research of wear resistance of optimized high filled epoxy composites of friction designation.....	228
Mazur P.V., Vasiliev O.O., Muratov V.B., Prikhna T.O., Barvitsky P.P., Garbuz V.V., Kartuzov V.V. Composite ceramics, based on aluminum dodecaboride and nitride.....	232
Melnychuk M., Konopchenko S., Andrushko O., Skyba V. Mechanical properties of polymer composite materials as reinforced fiber technical hemp.....	238
Mikulich O.A. Calculation of stress state of foam materials by action of dynamic loads.....	243
Minitsky A.V., Sosnovsky L.A., Bykov A.I., Loboda P.I. Processes of secondary sealing of briquets based on iron powder.....	248
Naberezhna O.O., Burya O.I. Research influence of organic and carbon fiber on the performance of hybrid composites based on aromatic polyamide.....	255
Rud N., Marchuk O. Evaluation of effectiveness of innovative projects.....	262
Savchuk P., Kashytskiy V., Sadova O., Kalba Ye., Luchka M. Optimization of composition of the tribotechnical graphite-reinforced plastics filled with aramid fibers.....	270
Sychuk V., Zabolotnyi O. Analytical ground of capabilities for abrasive blasting processing of case details' surfaces.....	274
Slashchuk V., Slashchuk O., Zaspа Yu. Contact generation of electromagnetic field and internal waves in turning of steel.....	284
Sokol H.M., Ganziuk A.Y. Obtaining of hydrophobic organomineral sorption materials based on saponite.....	288
Surianinov N.G., Chuchmay A.M., Shilyev A.S. Bending and torqueting systems with cross-related communications.....	295
Hesse O., Kunert M., Efremenko V.G., Shimizu K., Brykov M.N., Kapustyan A.E. Wear resistance of decarburized layer of high-carbon low-alloy steel in extremal wear conditions.....	301
Chabak Yu.G., Zurnadghy V.I., Zaichuk N.P., Pastukhova T.V., Efremenko V.G. Wear-resistance of pulsed-plasma coatings alloyed with tungsten and chromium.....	308
Shavel A.A., Harast M.M., Kryvonosova E.V., Harast A.I. Methods of improving the quality and reliability of threaded joints in road construction and handling vehicles machinery (RCM and HVM).....	315
Shvabyuk V.I., Guda O.V., Shvabyuk V.V. To the problem of calculation cylindrical shells in formulation of hypotheses applied theories and spatial three-dimensional problem of elasticity.....	320
Shyrokov V., Shyrokov O., Anna Uhl, Andreas Niegel. Effect of carbide hardening on the physical and mechanical properties and resistance to the wear of vanadium.....	326
WORK SHEET JUNIOR ACADEMY OF SCIENCES UKRAINE	335
Bandura M. Ecosafety packing materials.....	335
Burbela O. Organization of materials science sections in school hours.....	336
Hevorhyan S. Nanocrystallization of the amorphous Al-Ni-RE alloys as a factor of the influence on corrosion resistance in aqueous solutions.....	338
Ivanchuk S. Study the possibility of 3D-printers with parallel kinematic scheme.....	339

Kryzhanivsky D. Reducing friction in the bearings by using composite parts based on waste tool steel.....	340
Levak O. Design and manufacture of mobile manipulator with manual or program control.....	341
Maltsev E. The magnetic field on man and plants.....	343
Moroz V. Electromagnetic dosing devices.....	344
Moskovets S. Study of thickness of the layer material and its species on the dew point location.....	345
Mosyak V. Study of morphology and phase the mixture $\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ before and after shock-vibrating processing.....	346
Nikiforov A. Achievements and future of nanotechnologies.....	347
Olhova's'ka A. Research of the stress structures with desired properties.....	349
Pryymak R. Technology wall insulation existing buildings.....	350
Rekretyuk N. structuring epoxy polimerkompozytiv influence on physical fields.....	351
Romanovska M. Mathematical modeling of thermal processes 3D printing.....	352
Rud M. Kinematic magnetic transfer.....	353
Riabokon V. Stirling engine and its prospects.....	354
Stefanits E. Stefanits edward vitalevich.....	356
Shujskij C. Determination of solar panels and battery capacity for automatic continuous electrical systems based NASA satellite data.....	356

УДК 621.43, 621.79.

О.П. Бабак, О.С. Дробот, О.В. Качур*Хмельницький національний університет***ЕКСПЕРТНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИЧИН ВИХОДУ З ЛАДУ ДЕТАЛЕЙ ГРМ
АВТОМОБІЛЯ***Розроблено методику дослідження виходу з ладу деталей механізму газорозподілу автомобіля. Наведено причини та наслідки виходу з ладу клапанів ДВЗ автомобіля**Ключові слова:* клапан, макро- та мікроструктурний аналіз, фрактограма, деформація, руйнування.**О.П. Бабак, О.С. Дробот, О.В. Качур***Хмельницький національний університет***ЭКСПЕРТНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ ДЕТАЛЕЙ ГРМ
АВТОМОБИЛЯ***Разработана методика исследования выхода из рабочего состояния деталей механизма газораспределения автомобиля. Приведены причины и последствия выхода из строя клапанов ДВС автомобиля**Ключевые слова:* клапан, макро- и микроструктурный анализ, фрактограма, деформация, разрушение.**O.P. Babak, O.S. Drobot, O.V. Kachur****EXPERT STUDIES CAUSES OF FAILURE THE VEHICLE DETAILS OF THE VEHICLE***The technique for research of an exit from an operational condition of details of the mechanism of a gas distribution of the car is developed. The causes and consequences of failure of the valves of the engine**Key words:* valve, macro- and microstructural analysis, fractogram, deformation, destruction.

Постановка проблеми. Сучасні двигуни оснащуються складною системою клапанів. Крім того, що конструкція непроста, вона також високоточна, але це жодним чином не захищає клапана від пошкоджень.



Рис. 1. Конструктивні особливості двигунів внутрішнього згоряння

Клапана – це така частина двигуна, яка вимагає досить частого коректування. Якщо ви проїхали на своїй машині 100 тис. кілометрів і більше, то вам однозначно варто їх перевірити. У середньому, перевірку клапанів потрібно робити через кожні 40-50 тис. кілометрів, але на різних форумах наводять різний пробіг: від 15 тис. км і до 80 тис. км. Різниця в показаннях обумовлена особливостями експлуатаційних умов конкретного автомобіля. Тобто, якщо ви будете використовувати ваш автомобіль в складних та жорстких умовах, то клапана вийдуть з ладу дуже швидко. У той же час, якщо ви дбайливо ставитеся до свого авто, то навіть 60-70 тисяч км. пробігу несильно відіб'ються на клапанах.

Клапана потребують регулювання не тільки після відповідного пробігу, але й після покупки (якщо зазор у приводі буде занадто малим, то клапани нагріються і просто «зависнуть», що приведе до перегріву «тарілок» і їх прогару). Таким чином, ми дійшли висновку, що клапана потрібно регулювати (мінати) або після великого пробігу, або після появи дивного стукоту у двигуні.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Насправді причин виходу з ладу дуже багато. Для тих двигунів, де виробник рекомендував виконувати періодичне регулювання клапанів, така проблема виникає в наслідок не вчасно виконаної установки теплових зазорів. На моторах, де

процес регулювання зазорів виконується автоматично, можуть вийти з ладу гідрокомпенсатори – в результаті клапан просто прогорає. Є декілька найбільш популярних причин, підсумок яких один – прогорів клапан. Так, перша причина – деталі дуже сильно затиснуті. Далі – направляюча втулка клапана знаходиться в стані сильного зносу. Також часто можна спостерігати знос стрижня. І ще одна причина – робота мотора на бідній суміші, особливо часто стикаються з проблемою прогару власники автомобілів, що працюють на газу. Найчастіше згорають випускні елементи. Вони нагріваються до значно більших температур, ніж впускні. Впускний клапан в процесі роботи охолоджується сумішшю палива і повітря.

Робочі температури випускних елементів – близько 400 °С. Даний клапан, на відміну від впускного, ніяк не охолоджується, до того ж додатково нагрівається через вихлопні гази. Далі ці клапана розігріваються приблизно до 650 °С.

Великий відсоток браку запчастин – проблема для автомобіліста.

Ще одна причина – металургійні неоднорідності, які входять у сплав. Ці відхилення роблять клапан слабкіше, чим він повинен бути. Крім того, зустрічаються дефекти виробництва, а саме кування. Це призводить до мікротріщин. Помилки в процесі термічної обробки призводять до того, що розміри виробу змінюються.

Це не основні причини, із-за чого прогорають клапана. Виробники цих деталей проводять постійно невеликі дослідження, і статистика вийшла не радісна – кожна п'ята деталь, яка випускається, ламається або прогорає унаслідок людського фактора і в результаті роботи. І навіть сучасний контроль якості продукції на заводах не дає гарантій, що деталь позбавлена будь-яких дефектів.

У сучасному авторемонтному виробництві – області машинобудування до якості ремонтів двигунів внутрішнього згоряння (ДВЗ) і, зокрема, газорозподільних механізмів (ГРМ) висуваються відповідні вимоги, забезпечення яких можливо за рахунок підвищення якості матеріалу клапана.

Постановка завдань. Для досягнення поставлених цілей у роботі ставилися наступні завдання:

- провести аналіз впливу якості матеріалу клапана;
- провести комплексний металографічний аналіз факторів, що впливають на якість клапана для виявлення їх конструктивних особливостей;
- провести дослідження отриманого взаємного сполучення напрямна-клапан-сідло сучасними методами контролю і проаналізувати його.

Методи дослідження базуються на: основах конструкції автомобілів, технічної експлуатації та технічної діагностики автомобілів; положеннях стандартизації, взаємозамінності і технічних вимірах; технології машинобудування; теоретичних основах металообробки; положеннях теорії різання; основах математичного моделювання; математичних алгоритмах оптимізації процесів; основах розмірного аналізу та розрахунках точності; математичній статистиці й теорії експерименту.

Викладення основного матеріалу. Метою досліджень було встановити причини руйнування клапанів та виходу їх з ладу.

Склад матеріалу наданих клапанів визначався хімічним та спектральним методами.

Вміст вуглецю визначено хімічним аналізом згідно ГОСТ 22536.1- 88 «Сталь углеродистая и чугун легированный. Методы определения общего углерода и графита».

Наявність легуючих елементів визначено спектральним аналізом згідно ГОСТ 28033-89 «Сталь. Метод рентгенофлюоресцентного анализа».

Характер і причини руйнування клапанів під час експлуатації досліджено за допомогою методу фрактографії з використанням мікроскопу МБС-9 при збільшеннях від 16 до 32 разів.

Фото та обробка цифрової інформації здійснена за допомогою комп'ютерних програм.



Рис.2. Загальний вигляд пошкоджених клапанів. Стрижні без тарілки.



а)



б)

Рис.3. Загальний вигляд пошкоджених клапанів. Стрижні з тарілками, що зазнали деформації та руйнування.

а) - клапан з деформованою тарілкою; б) - клапан з деформованою та зруйнованою тарілкою.

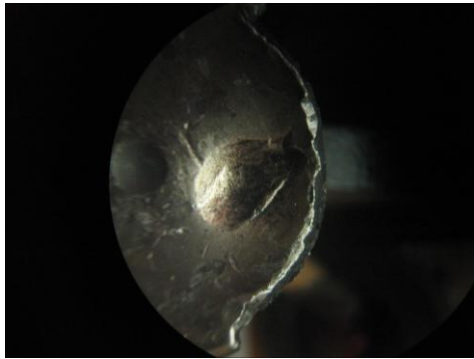


Рис.4. Тарілка клапана, що зазнала деформації та руйнування.

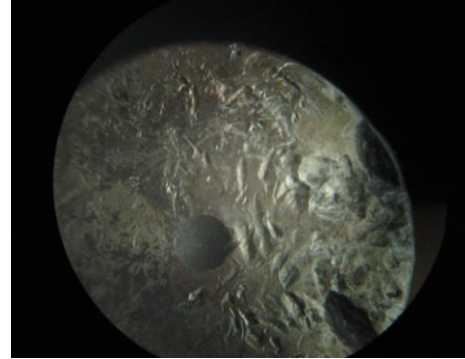


Рис.2. Тарілка клапана, що зазнала деформації та часткового руйнування.

Візуальний огляд пошкоджених клапанів показав: пошкоджені клапани мають ознаки деформації стрижня та тарілки (рис. 2 - 5).

Під час експлуатації змінилися розміри діаметра стрижнів в нижній частині (біля тарілки): діаметр стрижня (рис. 3, а) у верхній частині - дорівнює 8,46 мм, а біля тарілки 8,52 мм; діаметр стрижня (рис. 3, б) у верхній частині - 8,46 мм, біля головки 8,48 мм.

Такі зміни розмірів могли відбутись внаслідок дії значних стискаючих зусиль.

Макроструктурний аналіз зламу стрижнів та зон руйнування тарілки засвідчує, що за морфологічними ознаками фрактограма поверхні характеризує злам, як комбінований з ділянками в'язкого та крихкого руйнування (рис. 6, 7, 14).

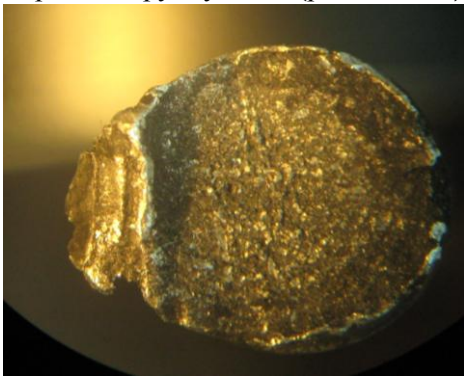


Рис.6. Поверхня зламу стрижня №1

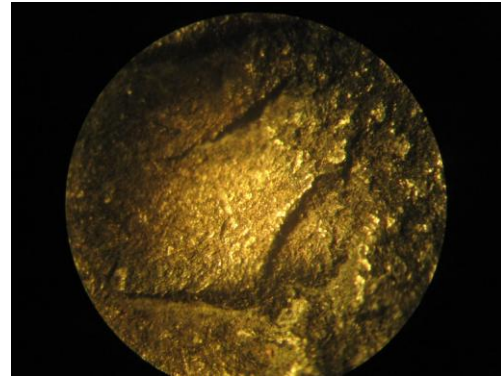


Рис.7. Поверхня зламу стрижня №2

Наявність в зламі тріщини (рис.7, зона 1) свідчить про значні стискаючі напруження, які спричинили деформацію стрижня, утворення тріщини та руйнування його з відокремленням тарілки.

На торцевій поверхні тарілки виявлено значну кількість тріщин (рис. 8), які орієнтовані як поперек фаски так і поздовж (рис. 9), виявлені місця сколу метала (рис. 10 - зона 1, 10, 11).

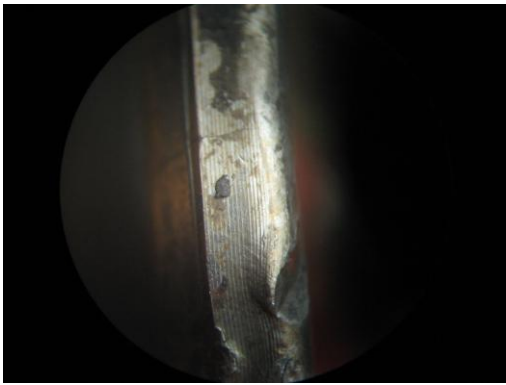


Рис. 8. Тарілка деформована з тріщинами.

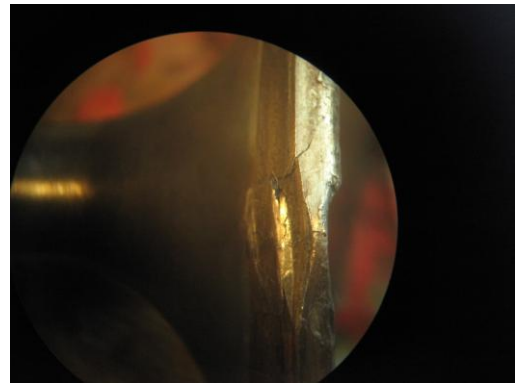


Рис. 9. Тарілка зруйнована з тріщинами

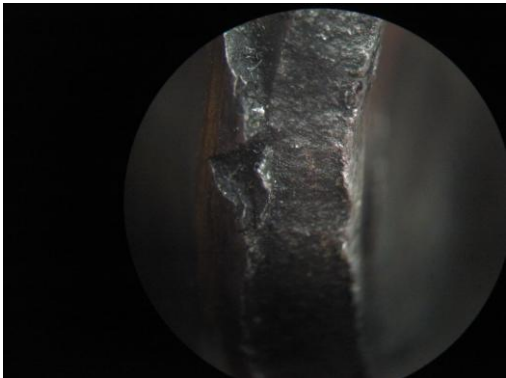


Рис. 10. Поверхня зламу тарілки з місцем сколу та вертикальними тріщинами

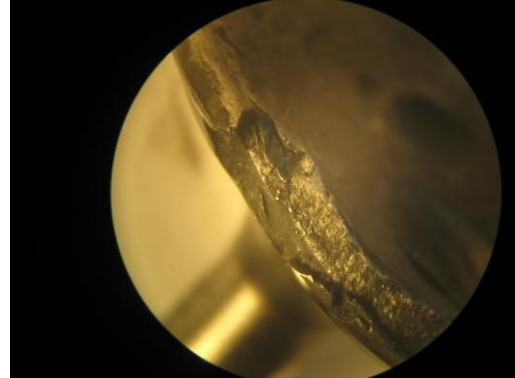


Рис. 11. Поверхня зламу тарілки з поперечними тріщинами

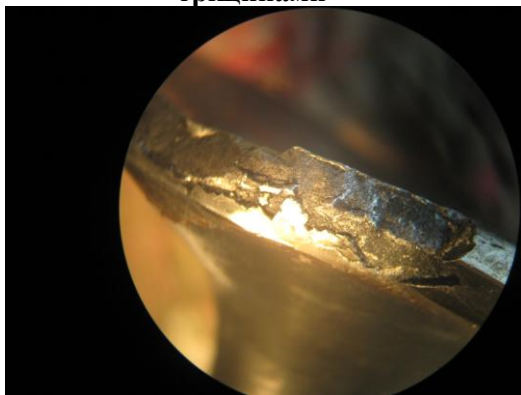


Рис. 12. Поверхня тарілки з поперечними тріщинами.



Рис. 13. Слід схоплювання поршня з клапаном

Ріст тріщин сприяв руйнуванню тарілки та відокремленню її окремих частин від основи та стрижня.

Наявність на поверхні зламу згладжених мікро виступів свідчить про значні деформаційні сили, що діяли протягом нетривалого часу на поверхню тріщини, яка дуже швидко розвивалась. Ознак втоми металу не виявлено.

На поверхні поршня є слід від клапана, який сформувався внаслідок ударів, тобто взаємного контакту поршня з тарілкою під час роботи (рис. 13, зона 1).

Поршень міг зруйнувати клапан під час удару в момент, коли клапан заклинило у верхньому положенні. Зміщений торець клапана впирався однією кромкою в поршень. Під час удару виникли тріщини, які призвели до руйнування кромки головки клапана.

Додатково проведено визначення величини зносу стрижня та головки клапана. Встановлено, що зруйновані клапани за час експлуатації не зазнали зносу робочих поверхонь і втратили працездатність внаслідок короточасної дії значних динамічних навантажень.

Висновки. Проведені дослідження передбачали дати відповідь на питання о причинах та механізмі порушення суцільності матеріалу, з'ясувати характер та причини руйнування клапанів двигуна внутрішнього згоряння під час експлуатації, встановити закономірності цього процесу.

Причин руйнування клапанів є декілька:

1. Деформація елементів клапана (стрижня і тарілки) та їх руйнування сталось внаслідок значних динамічних навантажень, які були прикладені в процесі експлуатації. В ході досліджень, як зазначалось, не виявлено слідів зносу поверхонь клапана та ознак втомлюваного руйнування.

2. Стрижні №1 і №2 не мають головок. Відрив головок міг відбутись внаслідок невірно виконаних робіт під час регулювання. Якщо під час їх виконання мало місце порушення співпадіння вісі сідла з віссю прямої втулки, то це призводить до значних ударів клапана по сідлу, які викликають деформацію головки відносно стрижня. Під час роботи клапан підвисає, поршень вдарає його, деформує, а вже потім відбувається відрив головки (рис. 6).

3. Наявність на поверхні тарілок значної кількості тріщин дозволяє припустити, що під час операцій розбирання та складання (під час регулювання) клапан міг зазнати *деформацій*, якщо ці операції виконувались з значними механічними навантаженнями внаслідок чого в металі виникають зародкові тріщини. Деформований клапан має значні залишкові напруження, які сумуються з згинаючими навантаженнями, що виникають під час посадки клапана у сідло, і тоді під час роботи (навіть не тривалого часу в межах десятків хвилин), створюються умови для розкриття мікротріщин та руйнування клапана.

4. Під час регулювання клапанів після їх установки у гніздо мають бути витримані величини лінійних зазорів: зниження їх розмірів призводить до перегрівання клапанів, збільшення їх розмірів внаслідок теплового розширення, і коли зазор практично зникає, клапани зависають. Наслідком цього є нещільна посадка клапана в сідлі, перегрів головки та її руйнування.

Список використаних джерел:

1. Кисликов В.Ф., Лущик В.В. Будова і експлуатація автомобілів: Підручник. К.: Либідь, 2002. – 400с.
2. Костів Б. І. Експлуатація автомобільного транспорту: Підручник. - Львів: Світ, 2004. – 496 с.; іл.
3. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: учебник для вузов. - М.: Машиностроение, 1990. - 526 с.
4. Материаловедение: учеб. для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – 3-е изд., перераб. и доп. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. - 648 с.
5. Костин П.П. Физико-механические испытания металлов, сплавов и неметаллических материалов. - М.: Машиностроение, 1990. - 256 с.

Рецензенти:

Нікітін Олександр Олексійович, доцент кафедри охорони праці та безпеки життєдіяльності Хмельницького національного університету, кандидат технічних наук;

Пасічник Олександр Анатолійович, доцент кафедри комп'ютерних наук та інформаційних технологій Хмельницького національного університету, кандидат технічних наук.

Стаття надійшла до редакції 28.04.2017

УДК 672.1; 669.13

Г.А. Баглюк, В.Я. Куровський*Інститут проблем матеріалознавства НАН України***ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВОВ ЧУГУНОВ РАЗНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ГРУПП ПОРОШКОВЫМИ БРИКЕТОВАННЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ**

Представлено результати досліджень особливостей структури і властивостей високоміцних, азотистих і валкових чавунів, отриманих з використанням модифікування порошковими брикетованими модифікаторами. Показана ефективність використання брикетованих модифікаторів при обробці розплавів чавуну як за схемою ковшового, так і внутрішньоформового модифікування. Відзначено переваги використання порошкових брикетованих модифікаторів у порівнянні з традиційними кусковими плавленими лігатурами.

Ключові слова: високоміцний чавун, лиття, модифікатор, брикетування, порошок.

Г.А. Баглюк, В.Я. Куровский**ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВОВ ЧУГУНОВ РАЗНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ГРУПП ПОРОШКОВЫМИ БРИКЕТОВАННЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ**

Представлены результаты исследований особенностей структуры и свойств высокопрочных, азотистых и валковых чугунов, полученных с использованием модифицирования порошковыми брикетированными модификаторами. Показана эффективность использования брикетированных модификаторов при обработке расплавов чугуна как по схеме ковшевого, так и внутриформенного модифицирования. Отмечены преимущества использования порошковых брикетированных модификаторов по сравнению с традиционными кусковыми плавленными лигатурами.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, литье, модификатор, брикетирование, порошок.

G.A. Bagliuk, V.Ya. Kurovskyi**THE ESTIMATION FOR EFFICIENCY OF MELTS PROCESSING BY POWDER BRIQUETTED INOCULANTS FOR CAST IRONS OF DIFFERENT FUNCTIONAL GROUPS**

The results of investigations of the features of the structure and properties of high-strength, nitrogenous and roll cast irons obtained with the use of modification with powdered briquetted modifiers are presented. The effectiveness of the use of briquetted modifiers is shown for the treatment of cast iron melts both in the ladle and Inmold modification schemes. Advantages of using powder briquetted modifiers are compared with traditional lump melted master alloys.

Key words: high-strength cast iron, casting, modifier, briquetting, powder.

Вступ. Одним з основних факторів, що впливають на стан литої структури і рівня фізико-механічних властивостей чавуну, є режими модифікування розплаву при виготовленні з нього виливків [1-6].

Найпоширенішою залишається технологія модифікування чавуну кусковими плавленими лігатурами в ковшах, яка, будучи досить простою технологічно, має, однак, ряд істотних недоліків, пов'язаних зі значним димовиділенням, відносно низьким і нестабільним засвоєнням магнію. Істотним недоліком застосування модифікаторів з магнієм у вигляді кускових литих лігатур, є, також, значна втрата дорогого магнію на випаровування (ступінь засвоєння його при виплавці лігатури становить 60 – 90 %), нестабільний склад лігатури та високі (до 20 %) відходи при подрібненні кускової лігатури до необхідних фракцій.

Відзначені недоліки значною мірою усуваються або мінімізуються при модифікуванні розплаву в ковші або ливарній формі з використанням порошкових брикетованих модифікаторів, які одержуються з використанням методів порошкової металургії [6-10]. Технологія одержання брикетованих модифікаторів включає операцію пресування брикетів необхідної маси, форми та хімічного складу з відповідних компонентів порошкової шихти, внаслідок чого практично виключаються втрати дрібнодисперсної фракції, як у випадку подрібнення литих лігатур, а завдяки стабільному вмісту магнію в брикетах їх відносна витрата для одержання високоміцного чавуну на 15÷25 % менше, ніж при використанні литої кускової лігатури з аналогічним вмістом магнію.

Шляхом зміни вмісту окремих компонентів шихти, а також тиску пресування, вдається регулювати в широких межах хімічний склад та густину брикетів, що визначає також різні значення як контактної міжчасткової міцності і температури плавлення, так і теплопровідності, що неминуче позначається на інтенсивності їх розчинення в рідкому металі.

Метою даної роботи було оцінити вплив модифікування розплавів порошковими брикетованими модифікаторами на структуру та основні механічні властивості чавунів різних функціональних груп.

Високоміцні чавуни. Високоміцний чавун з кулястим графітом (ВЧКГ), що характеризується сполученням високих технологічних, фізико-механічних і експлуатаційних характеристик, широко застосовується взамін сталевого лиття та поковок, ковкого і сірого чавуну, забезпечуючи надійність і довговічність виробів у різних режимах експлуатації. Відмінні риси ВЧКГ у порівнянні зі сталлю - більше високе відношення границі текучості до межі міцності при розтязі, що досягає $0,70 \div 0,80$ (проти $0,50 \div 0,55$ для сталі), досить високий модуль пружності, (до $180 \div 190 \cdot 10^3$ МПа, низька чутливість до концентраторів напруг, підвищена (в $1,5 \div 3,5$ рази) циклічна в'язкість і інші, у ряді випадків дозволяють вважати цей конструкційний матеріал навіть більше ефективним, ніж сталь. Крім того, суттєво висока рідкотекучість цього матеріалу у порівнянні зі сталлю відкриває можливості для розширення номенклатури виробів з нього, зниження перетину і маси виливків.

Основним компонентом, під дією якого в розплаві чавуну графіт набуває кулеподібної форми, а при охолодженні розплаву утворюється структура високоміцного чавуну, є магній, який є сильним сфероїдизатором графіту [1, 2]. При виготовленні брикетованих модифікаторів магній вводився в шихту як у вигляді порошку магнію марки МПФ-1 (ГОСТ 6001-79), так і у складі високодисперсної лігатури марки ФСМг7 (пилоподібні відходи, отримані після подрібнення кускової плавленої лігатури), склад якої наведений у табл.1.

Таблиця 1

Хімічний склад лігатури ФСМг-7 (мас. %)

Mg	Ca	Al	Fe	PЗМ	Si
7,6	0,34	0,84	39,1	0,64	51,5

Застосування методів порошкової металургії для одержання модифікуючих брикетів дозволяє в широких межах варіювати не тільки складом модифікатора, але і пористістю брикетів: за рівних умов як хімічний склад модифікатора, так і величина пористості брикету визначає інтенсивність його розчинення в розплаві [9, 10].

Збільшення вмісту легкоплавкої лігатури призводить до підвищення інтенсивності розчинення брикету, тоді як додаткове введення магнію дещо його сповільнює. Підвищення пористості брикету призводить до істотного зменшення теплофізичних характеристик матеріалу, що сповільнює його нагрів і розчинення, а також інтегральної характеристики міжчасткової контактної міцності матеріалу модифікатора, що призводить до прискорення процесу деструкції брикету в розплаві. Інтенсивність розчинення обумовлюється домінуючим впливом одного з цих факторів.

Вищенаведене обумовило необхідність проведення досліджень впливу тиску пресування, що варіювали в межах $200 \div 600$ МПа, на густину порошкових брикетів при різних співвідношеннях компонентів шихти - порошок заліза і лігатури.

Аналіз отриманих результатів (рис. 1) дозволяє зробити висновок, що для всіх складів модифікаторів пористість брикетів істотно залежить від концентрації заліза в складі брикетованої суміші і закономірно зменшується зі збільшенням тиску пресування. Звертає на себе увагу, що шихта, яка складається тільки з лігатури (№ 6), як більш тверда і крихка, ущільнюється до істотно меншої щільності у порівнянні із шихтою, отриманою із сумішей з порошком заліза при всіх тисках пресування, причому зі збільшенням тиску ця розбіжність збільшується.

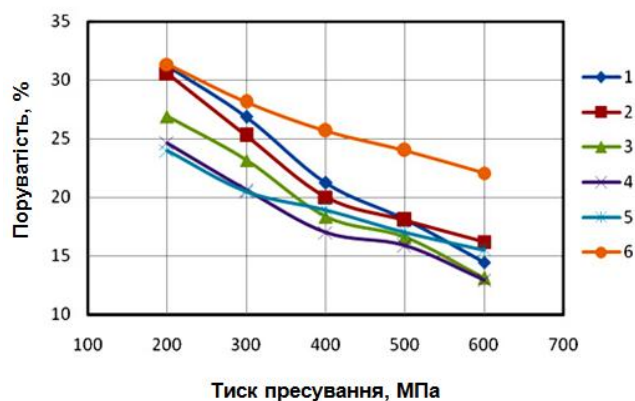


Рис. 1. Залежність пористості брикетів від тиску пресування для модифікаторів із суміші порошок заліза і лігатури ФСМг-7. Вміст лігатури в шихті: 1 – 0; 2 – 20; 3 – 40; 4 – 60; 5 – 80; 6 – 100 % (мас.)

Для оцінки ефективності використання порошкових брикетованих модифікаторів вихідний розплав чавуну наступного складу: (%), мас.): S - 0,03; Mn - 0,45; Si - 2,1; C - 3,75 обробляли шляхом ковшового модифікування у відкритому ковші як стандартною кусковою лігатурою ФСМГ-7, так і брикетованими модифікаторами, спресованими із порошкової шихти, що складалася із Mg - 10 %; феросиліцій ФС75 - 35 %; CaF₂ - 5 %; Fe - 50 %. Температура розплаву складала 1450±10 °С.

Брикети поміщали в спеціальні тримачі і примусово занурювали на дно ковша з розплавом чавуну. З обробленого в такий спосіб чавуну заливали стрижневі проби діаметром 60 і 150 мм.

Ефективність використання брикетованих порошкових модифікаторів підтверджується порівняльним аналізом мікроструктур чавуну, отриманого без використання модифікатора (рис. 2,а); чавуну, обробленого модифікатором у вигляді кускової плавленої лігатури ФСМГ - 7 (рис. 2,б) та з використанням брикетованих модифікаторів складу 50 % Fe, 35 % ФСМГ-7, 10 % Mg, 5 % CaF₂ (рис. 2,в). Представлені результати показують, що у виливках з чавуну, отриманого з розплаву, не обробленого модифікатором, вільний вуглець знаходиться у вигляді пластинчастого графіту (рис. 2,а). Металева основа чавуну практично повністю перлітна.

В результаті модифікування чавуну графіт набуває кулеподібної форми з розміром часток 20÷60 мкм (рис. 2,б,в). В той же час, використання брикетованих модифікаторів забезпечує утворення більш дисперсних включень графіту й більшу кількість фериту, ніж у випадку застосування плавлених лігатур: розміри включень вуглецю у чавуні, модифікованому порошковим модифікатором (рис. 2,в) в 1,5–2 рази менші у порівнянні з включеннями вуглецю в чавуні, модифікованому плавленою лігатурою (рис. 1,б). Такі результати пояснюються наявністю в складі брикету високодисперсних компонентів, які при розчиненні модифікатора в розплаві відіграють роль центрів графітизації. Металева основа в цьому випадку складається головним чином із перліту та фериту.

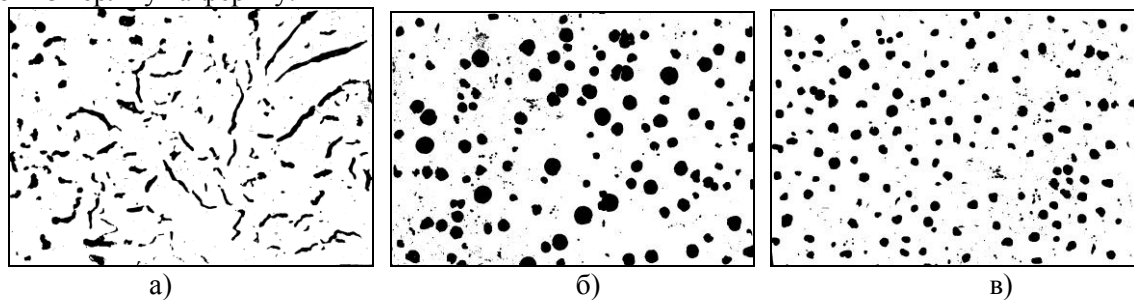


Рис.2. Форма часток графіту вихідного чавуну без обробки модифікаторами (а); після обробки розплаву модифікатором – плавленою лігатурою (б); після обробки брикетованим модифікатором (в) (×100, не травлено)

Результати порівняльного аналізу даних механічних властивостей і основних структурних параметрів модифікованого чавуну (ступінь сфероїдації графіту - ССГ, вміст перлітної і феритної складової) чавунів, отриманих із розплавів, які були оброблені за двома схемами: брикетованим модифікатором складу і кусковою лігатурою ФСМГ-7, показали (табл. 2), що використання брикетованих порошкових модифікаторів дозволяє помітно збільшити ступінь сфероїдації графіту і вміст перлітної складової при приблизно однакових вмістах фериту, що призвело до підвищення характеристик міцності сплаву і деякого збільшення пластичності у порівнянні з аналогічним матеріалом, обробленим литою кусковою лігатурою.

Таблиця 2

Характеристики структури і властивості чавуну в залежності від виду використаного модифікатора

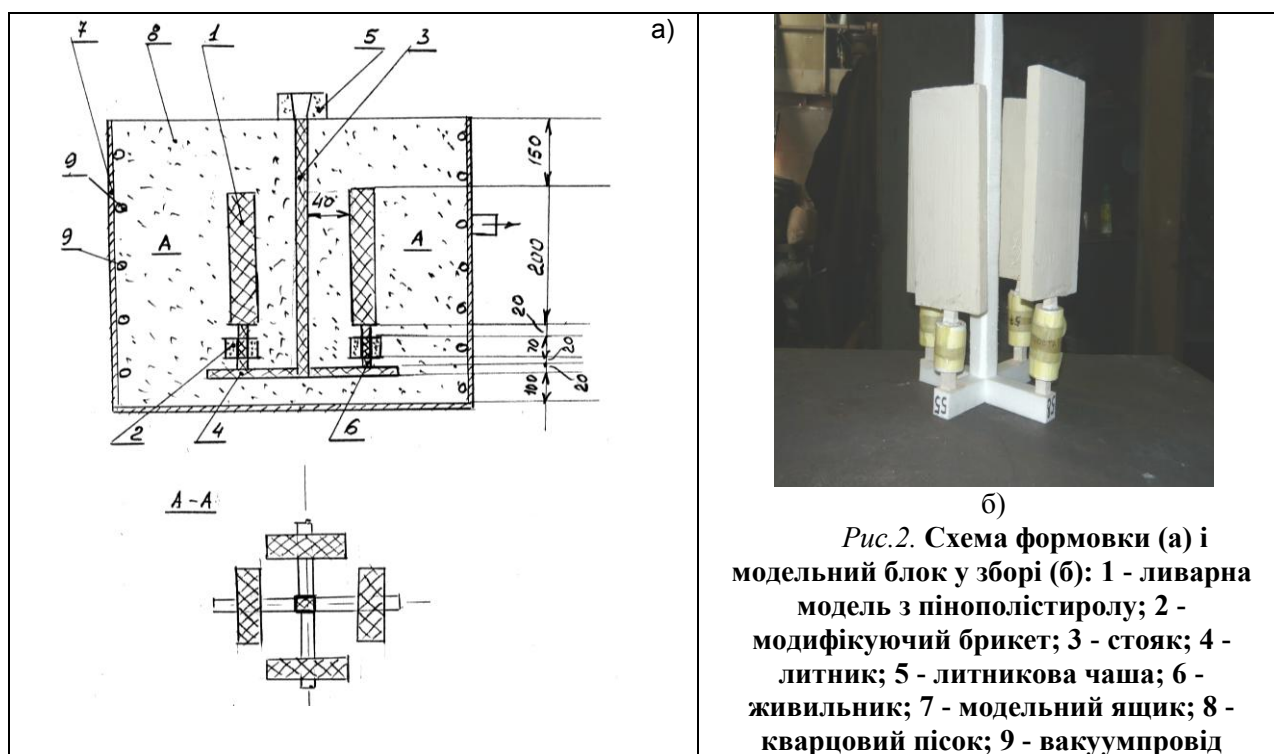
Параметр	Діаметр виливка, мм			
	60		150	
	Брикетована лігатура	Кускова лігатура	Брикетована лігатура	Кускова лігатура
ССГ, %	95	92	90	80
Перліт %	60	40	25	20
Ферит, %	40	40	75	80
σ_B , МПа	548	532	498	435
δ , %	6,5	6,1	5,3	4,8

Як відзначалося вище, найбільш розповсюдженою в практиці ливарного виробництва залишається технологія модифікування чавуну лігатурами в ковшах, яка, будучи досить простою, має, однак, ряд істотних недоліків. В той же час, аналіз тенденцій розвитку способів сфероїдизуючого модифікування чавуну свідчить про те, що одним з найбільш ефективних і перспективних є процес обробки розплаву безпосередньо в ливарній формі - INMOLD-процес [11, 12].

Суть INMOLD-процесу полягає в тому, що в складі елементів литникової системи передбачається спеціальна проточна реакційна камера, у порожнині якої міститься визначена кількість модифікатора. В процесі заливання форми чавун, проходячи через реакційну камеру, розчиняє модифікатор і піддається модифікуючій обробці. В таких умовах, з одного боку, виключається чи істотно зменшується окислювання елементів модифікатора, а з іншого боку - максимально скорочується час між модифікуванням і кристалізацією розплаву, що підвищує ефективність графітізуючого модифікування.

При оптимальному сполученні температури і швидкості заливання форми металом заряд реакційної камери рівномірно і повністю розчиняється в струмені чавуну, що приводить до кардинальної зміни мікроструктури, механічних і функціональних властивостей базового сплаву.

Особливістю запропонованою авторами даної роботи схеми модифікування чавуну магнійвміщуючими брикетами (рис. 3) є те, що брикетований модифікатор 2, виконаний, зокрема, у вигляді втулки, встановлюється в канал 4 литникової системи. В результаті того, що перетин ливникового каналу на виході з реакційної камери (перетин живильника) менше, ніж на вході, рідкий метал при проходженні крізь отвір модифікуючого брикету (втулки) пригальмовує свій рух і вже в початковий момент заливання перші порції чавуну піддаються сфероїдизуючій обробці.



Передача тепла до часток брикету здійснюється потоком рідкого металу, що проходить через отвір брикету. При цьому, модифікування розплаву відбувається безперервно, поки метал протікає через литникову систему перед попаданням у порожнину, сформовану у формі моделлю 1. У цьому випадку модифікатор витрачається тільки на частину форми, зайняту виливками, прибутками і живильниками, а частина форми, що складається зі стояка і литникової чаші, залишається немодифікованою. Це визначає можливість значного зниження витрат використовуваного модифікатора.

Варіюючи величиною площі контакту модифікатора з розплавленим металом і теплофізичними характеристиками брикетованого модифікатора, що залежать від компонентного складу модифікатора і його пористості, можна регулювати ступінь насичення металу елементами, що модифікують, і відповідно забезпечувати необхідну структуру металу у виливку.

З метою оцінки здатності порошкових модифікуючих брикетів при внутрішньоформовому модифікуванні були проведені дослідні плавки чавуну, що містить 3,75 % С; 2,1 % Si, 0,03 % S, 0,45 % Mn, з використанням брикетованих модифікаторів у виді втулок 2 (рис. 2), спресованих із суміші порошків наступного складу: феросиліцій ФС75 - 40 %; Fe - 50 %; Mg - 10 % (мас.). Пористість брикетів складала 15 і 25 %. Температура розплаву 1450 ± 10 °С. Як еталонний матеріал служив чавун, оброблений у ковші кусковою лігатурою типу КМГ (ДСТУ 3362-96) на основі кремнію і заліза.

Як показали результати оцінки структури литих чавунів, зі збільшенням витрати модифікатора з 0,5 до 2,0 % відносно маси розплаву ступінь сфероїдизації графіту (ССГ) помітно зростає для усіх видів модифікаторів. При цьому, використання брикетованих модифікаторів (№ 1 і 2, рис. 3) і внутрішньоформове модифікування призводить до підвищення значення ССГ у порівнянні з ковшовим модифікуванням литим кусковою модифікатором (№ 3) при всіх значеннях витрати модифікатора. У той же час, збільшення пористості брикету з 15 (№ 1) до 25 % (№ 2) також сприяє підвищенню ступеня сфероїдизації графіту.

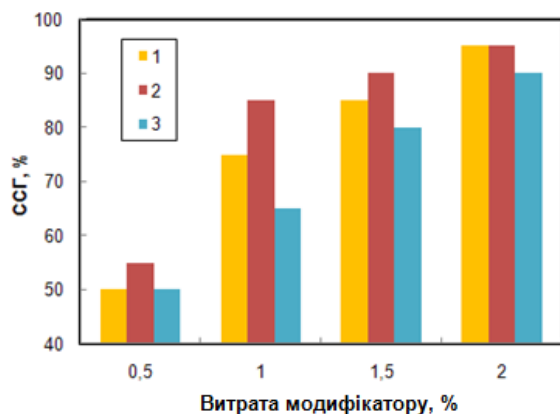


Рис. 3. Вплив виду модифікатора (1, 2 - брикетовані порошкові, 3 - литий кусковий) і пористості брикетів (1 - 15 %; 2 - 25 %) на ступінь сфероїдизації графіту (ССГ) у чавуні

Порівняльне вивчення структури модифікованих чавунів (рис. 4) показало, що порошкові брикети забезпечують утворення більш дисперсних включень графіту і більшу кількість фериту, ніж у випадку застосування сплавів - лігатур тієї ж (кремній і залізо) основи. Відзначений ефект пояснюється наявністю в складі порошкового брикету дисперсних компонентів (феросиліцій, залізо), які при розплавліванні цього модифікатора відіграють роль центрів графітизації.

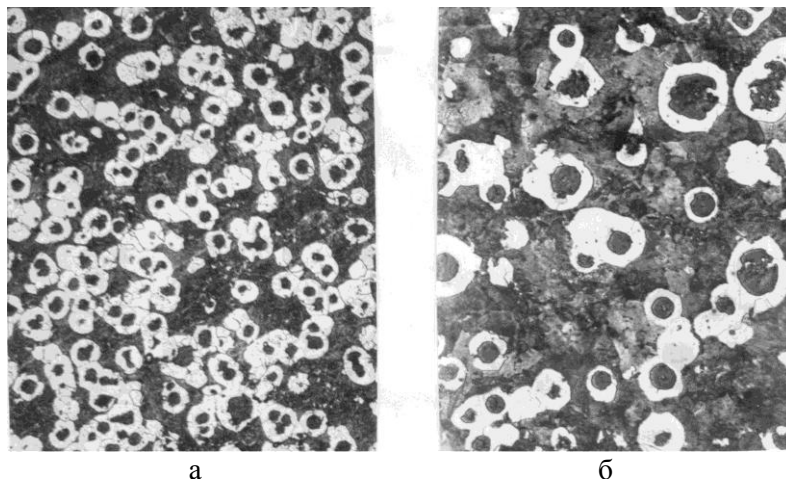


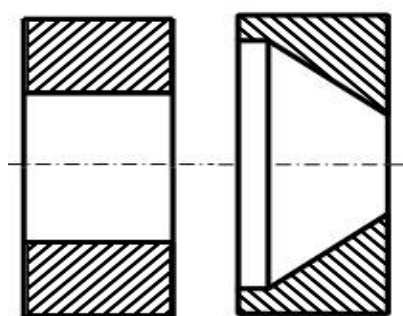
Рис. 4. Мікроструктура високоміцного чавуну, отриманого з розплаву, обробленого брикетованим модифікатором (а) і кусковою плавленою лігатурою (б)

При модифікуванні в ливарній формі важливою задачею є забезпечення рівномірного розчинення і, по можливості, повного або максимального засвоєння модифікуючих елементів вихідним чавуном. При цьому, варто враховувати, що швидкість розчинення брикету значною мірою визначається значенням пористості та геометрією брикету, значення яких повинно забезпечити його повне розчинення в процесі заливання ливарної форми.

З метою оцінки впливу форми брикету і маси вставки-модифікатора, на розподіл вмісту магнію по перетину виливка в якості модифікуючих вставок використовували брикети, що склалися з: Mg – 15%, Фс75 – 45%, CaF₂ – 2% та Fe – 38%, як у вигляді гладкої втулки (рис. 5,а), так і втулки з внутрішнім конусом (рис. 5,б) (діафрагми), що забезпечує перемінне значення площі брикету, що контактує з покоем розплаву, в процесі заповнення форми розплавом.

Модельний блок (рис. 2,б) складався з 4-х частин, до кожної з яких була встановлена модифікуюча вставка однакового складу, але різної маси: 25 г; 50 г; 75 г і 100 г.

У отриманих таким чином виливках спектральним методом визначали розподіл магнію у виливку в залежності від відстані від живильника та основні механічні характеристики ливарного сплаву.



а) б)

Рис. 5. Переріз форм модифікуючих брикетів, спресованих з порошку:

а – циліндрична втулка; б – із внутрішнім конусом (діафрагма)

Як показали результати дослідження (рис. 6), застосування такої форми модифікування забезпечує відносно рівномірний розподіл магнію по перерізу відливка. Зі збільшенням маси модифікуючих брикетів відбувається очікуване підвищення загального вмісту магнію у виливку. При цьому, для всіх значень мас вставок, вміст магнію при використанні вставки у виді діафрагми дещо вище, у порівнянні із втулкою. Це обумовлено деяким збільшенням місцевого гідравлічного опору розплаву металу в стояку на початковому етапі заливання внаслідок меншого діаметра отвору внутрішнього конуса брикету, що приводить до деякого збільшення часу заливання, що сприяє підвищенню ступеня засвоєння магнію. Крім того, внаслідок меншого значення товщини найтоншого перерізу брикету для конусної вставки у порівнянні із циліндричною на початковому етапі заливки відбувається більш швидкий прогрів, плавлення матеріалу брикету та модифікування розплаву на більш ранній стадії заповнення форми.

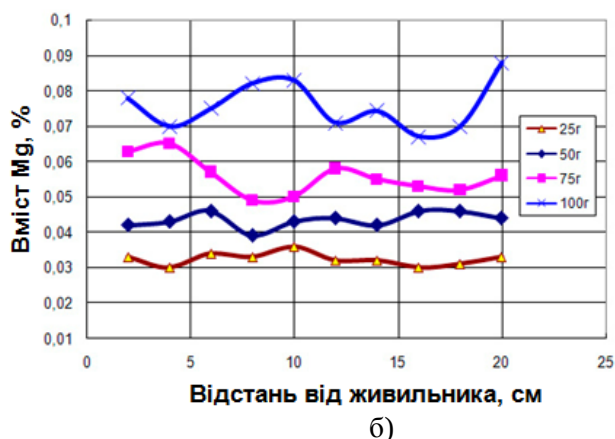
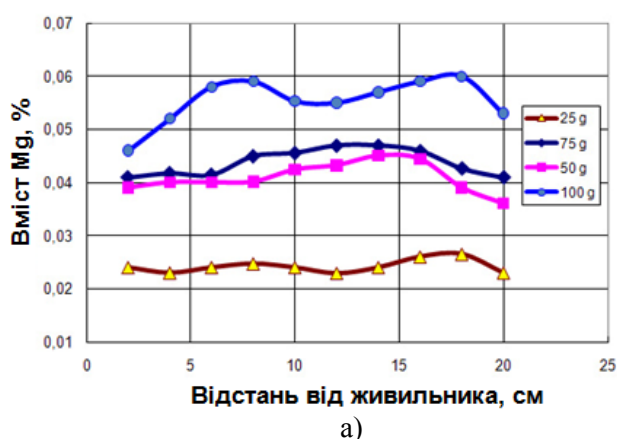


Рис. 6. Розподіл вмісту магнію у виливках на різній відстані від живильника із застосуванням модифікатора у вигляді втулки (а) та діафрагми (б)

Відзначені структурні закономірності проявляються і відносно основних механічних характеристик матеріалу відливок. Як видно з наведених на рис. 7 даних, як міцність та твердість, так і пластичність чавунів зростають із збільшенням маси модифікуючого брикету, застосованого для модифікування розплаву у ливарній формі. При цьому, аналогічно даним рис. 6, дещо більші значення всіх досліджених характеристик відносяться до чавунів, отриманих з використанням модифікуючого брикету, виконаного у формі діафрагми.

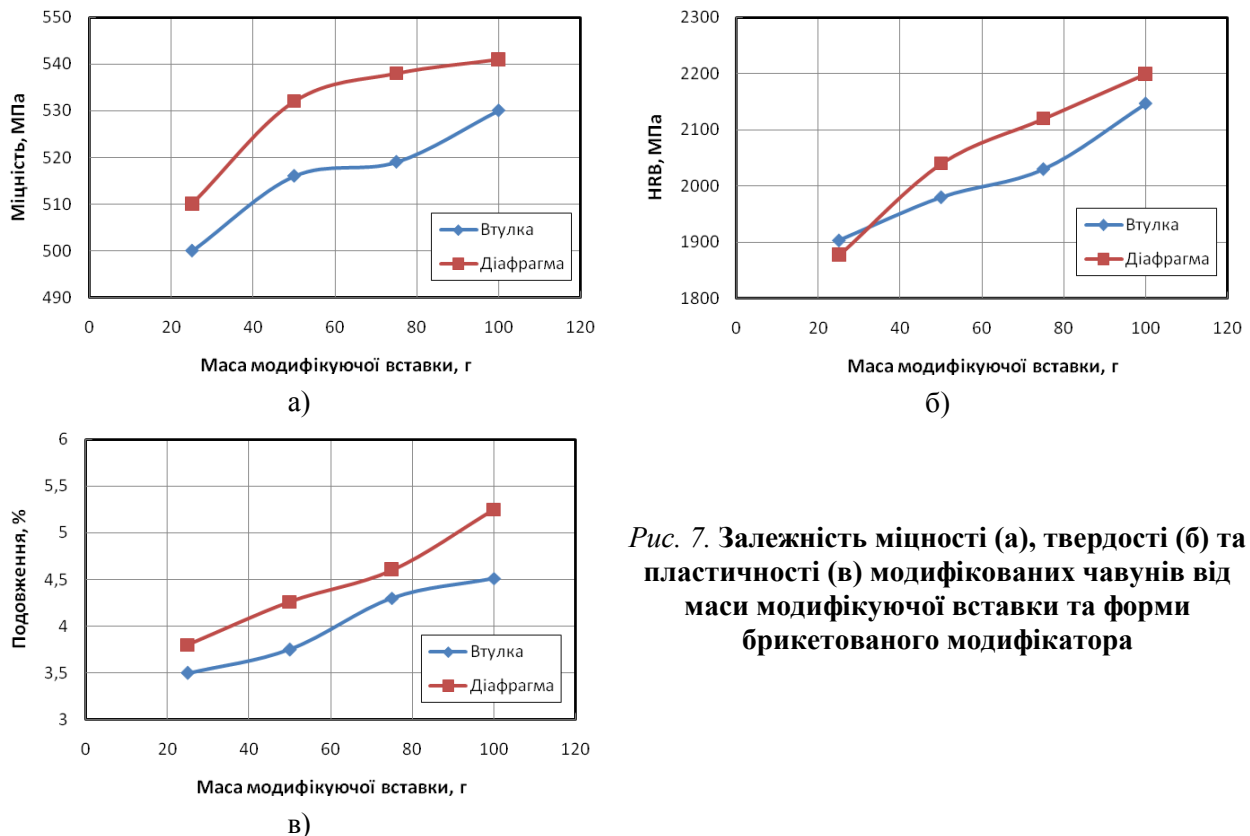


Рис. 7. Залежність міцності (а), твердості (б) та пластичності (в) модифікованих чавунів від маси модифікуючої вставки та форми брикетованого модифікатора

Азотовані сірі чавуни. Азот є одним з хімічних елементів, який навіть при вмісті в сплаві в сотих і тисячних частках відсотка, має істотний вплив на властивості металу. У більшості випадків цей вплив є негативним, проте часто азот використовується в якості корисного (легуючого) елемента. Як показали результати досліджень впливу азоту на властивості сірого чавуну, наведені в [13-15], азот у розчиненому стані уповільнює розпад карбідів і модифікує форму графітних включень, в результаті чого тимчасовий опір розриву і твердість сплаву значно зростає.

Азот є також ефективним аустенітостабілізуючим елементом, що дозволяє використовувати його як заміник таких дорогих легуючих елементів, як нікель і мідь.

Для введення великих концентрацій азоту в метал найбільш широке застосування отримали методи введення азоту з використанням азотованих лігатур (азотований феромарганець або ферохром, нітрид магнію і лігатури на основі марганцю і його сплавів), які вводяться в плавильний агрегат перед випуском або в ківш у процесі випуску рідкого металу.

Останнім часом намітилася тенденція застосування азотовмісних модифікаторів, виконаних у вигляді брикетів, отриманих шляхом пресування сумішей дисперсних порошкових матеріалів [20-21]. В якості азотвміщуючої компоненти шихти для азотуючих брикетів використовують органічні азотовмісні речовини, зокрема - карбамід, який представляє собою органічну хімічну сполуку $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$, що містить 46 % азоту і плавиться при температурі 132,7 °C [16, 17].

При використанні карбаміду як азотвміщуючої складової модифікуючих брикетів, продуктом деструкції останнього є атомарний азот, який має підвищену хімічну активність, добре розчиняється в залізі, виявляючи по відношенню до нього легуючі властивості, перлітизує металеву основу, підвищуючи механічні властивості чавуну [17].

Для оцінки ефективності застосування порошкових брикетированих модифікаторів, що містять у своєму складі карбамід, проводили виплавку дослідних складів чавунів в індукційній печі з шихтового матеріалу на основі передільного чавуну наступного складу (мас. %): 3,45 C; 2,1 Si; 0,8 Mn; 0,08 S; 0,4 Cr; 0,2 Ni; Fe - ост.

Однак, з урахуванням того, що обробка металевих розплавів чистим карбамідом супроводжується вибухоподібною реакцією і інтенсивним димовиділенням, карбамід вводився в розплав у складі модифікуючих брикетів, що містять компоненти, які істотно знижують зазначені негативні ефекти: порошки заліза (фракції -200 мкм) і міді (фракції -160 мкм). В якості додаткових модифікуючих компонентів деякі склади сумішей містили феросиліцій ФС75, розмелений до фракції – 200 мкм, і порошок плавикового шпату (CaF_2).

Модифікуючі брикети виготовляли з порошкових сумішей з різним вмістом ($5\div 30$ % (мас.)) карбаміду і різним вмістом металевої складової.

Модифікуючу обробку розплаву чавуну азотовмісними брикетами проводили в ковші шляхом примусового занурення останніх в розплав, при температурі $1420\div 1440$ °С, після чого чавун заливали в піщані форми для отримання виливків у вигляді клинових проб.

Ступінь засвоєння азоту А (%) в рідкому чавуні розраховували як співвідношення вмісту азоту в чавуні, отриманому після модифікуючої обробки, до загального початкового вмісту азоту в модифікуючих брикетах, використаних для обробки розплаву.

Відбіл оцінювали за величиною максимальної відстані (мм) від поверхні виливка до межі зони, в якій з'являлися включення вільного графіту (чистий відбіл).

Поряд з компонентним складом модифікуючих брикетів очевидно слід очікувати помітного впливу витрати останніх на основні механічні властивості чавунів, після обробки ними. Як показали результати експериментів (рис. 8), зі збільшенням витрати брикетів з 0,25 до 3 % по відношенню до маси обробленого чавуну, міцність (рис. 8, а) отриманих сплавів істотно збільшуються відповідно близькою до лінійної залежністю при деякому збільшенні твердості (рис. 8, б).

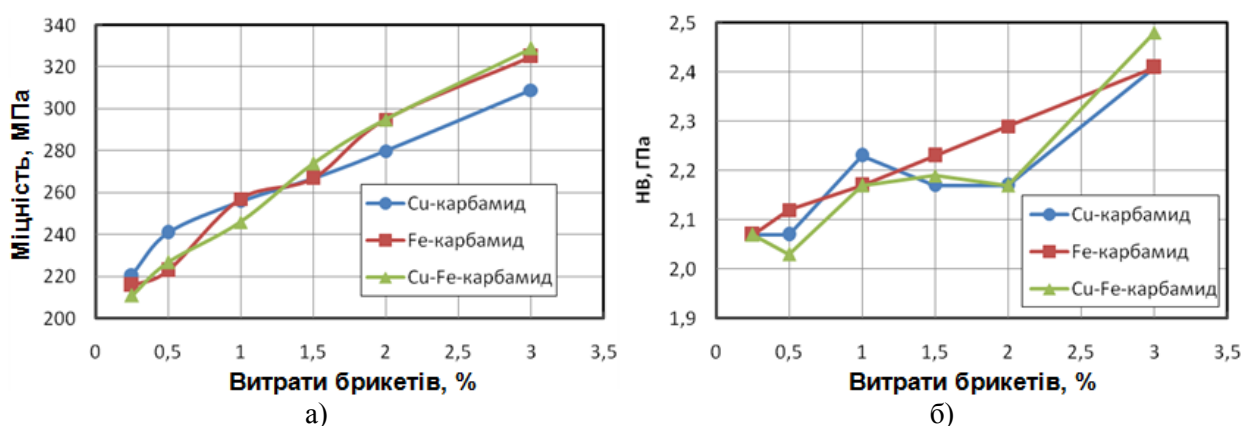


Рис. 8. Залежність міцності (а) і твердості за Брінеллем (б) чавунів, отриманих після обробки розплаву модифікуючими брикетами складів: 8 % карбамід; 90 % Cu; 2 % CaF_2 ; 8 % карбамід; 90 % Fe; 2 % CaF_2 та 8 % карбамід; 45 % Cu; 45 % Fe; 2 % CaF_2 від витрати брикетів

Близький до лінійного характер залежності міцності чавуну від витрати брикетів в діапазоні від 0 до 3 % (від маси розплаву) очевидно зумовлює доцільність оцінки потенційної ефективності обробки розплаву при збільшенні витрати модифікуючих брикетів за межами вивченого діапазону. Однак, як показали результати визначення вмісту азоту в чавунах, оброблених 1÷6 % брикетами складу 90 % Fe; 8 % карбаміду; 2 % CaF_2 , якщо з збільшенням витрати брикетів з 1 до 5 % вміст азоту в чавуні помітно підвищується з 0,0107 до 0,0297 %, то при 6 % витрати брикетів вміст азоту збільшується незначно (до 0,0312 %) (рис. 9, а).

Така тенденція також наочно ілюструється залежністю ступеню засвоєння азоту в чавуні від витрати брикетів, наведеною на рис. 9, б. Як випливає з наведених даних, якщо при мінімальній витраті брикетів в 1 % від маси оброблюваного чавуну ступінь засвоєння азоту становить близько 29 %, то вже починаючи з 2 % витрати ступінь засвоєння різко падає і при 6 % витрати брикетів складає вже лише 14%. Представлені результати свідчать про технічну та економічну недоцільність підвищення витрати карбамідвміщуючих брикетів для модифікування сірих чавунів понад $5\div 6$ %.

Зниження ефективності впливу азотовмісних модифікаторів при збільшенні їх витрати для обробки розплаву понад 5 % відбивається і на залежності міцності (рис. 10, а) і твердості (рис. 10, б) від кінцевого вмісту азоту в чавуні. Аналогічно з рис. 2, зі збільшенням витрати модифікуючих брикетів з 0 до 5 % відбувається істотне зростання механічних характеристик сплаву, тоді як при збільшенні витрати брикетів з 5 до 6 % середня міцність сплаву зростає незначно (з 487 до 493 МПа), а твердість чавуну взагалі залишається на тому ж рівні (2,48 ГПа). Тим не менш, слід звернути увагу, що обробка розплаву брикетованими модифікаторами в кількості $5\div 6$ % від маси

розплаву, що містять порошок заліза і карбамід, призводить до отримання міцності сірого чавуну на рівні високоміцних чавунів.

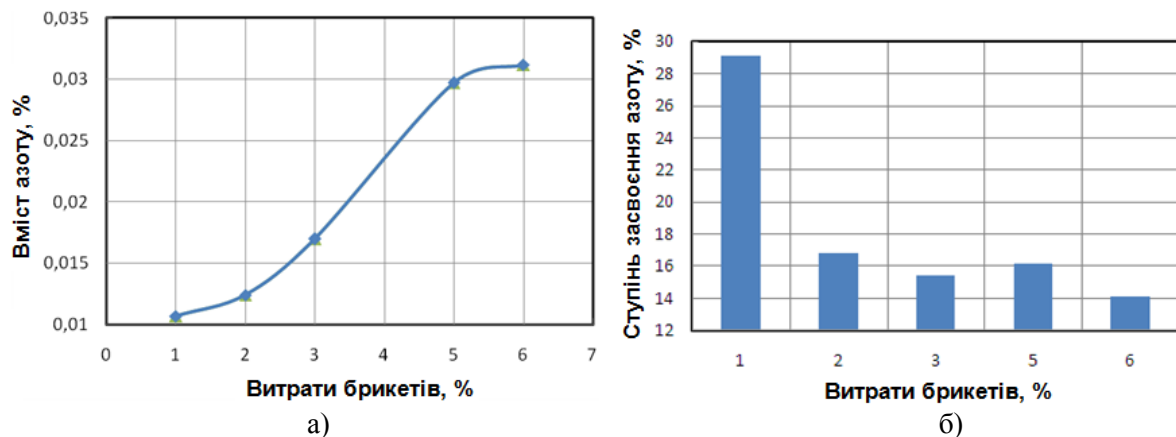


Рис. 9. Залежність вмісту азоту в чавуні (а) і ступінь засвоєння азоту (б) від витрати брикетів складу: 90 % Fe; 8 % карбаміду; 2 % CaF_2

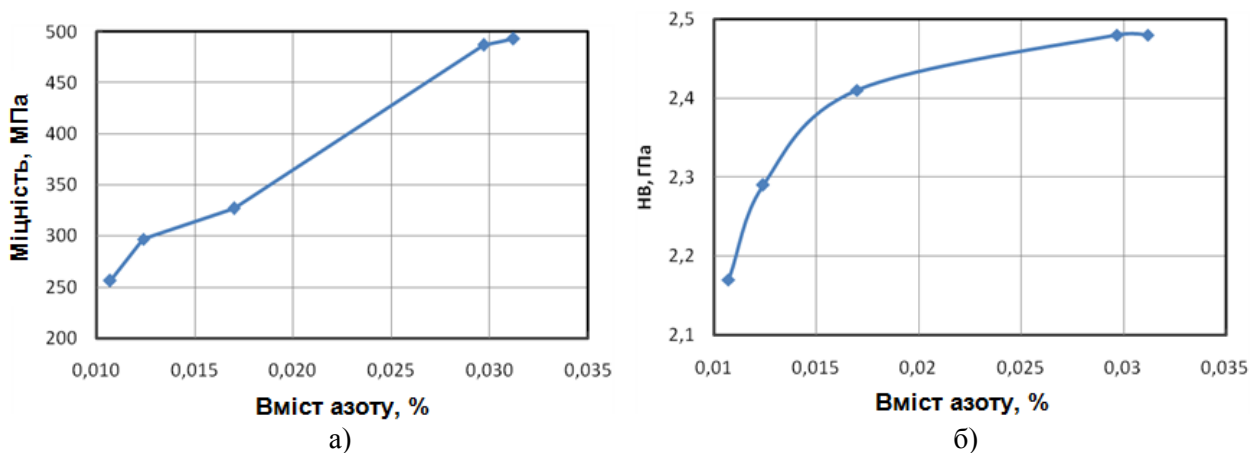


Рис. 10. Залежність міцності (а) і твердості (б) чавуну від вмісту азоту в сплаві

Валкові чавуни. Розвиток прокатного виробництва металургійної галузі пов'язано зі збільшенням випуску різних прокатних валків, які виготовляють з литих чи деформованих сплавів або твердих сплавів. В даний час все більш широке застосування для виготовлення прокатних валків знаходять високоміцні чавуни. Прокатні валки виготовлені з чавуну з кулястим графітом, в ряді випадків мають в 1,5÷3,0 рази більш високу стійкість у порівнянні з валками з чавуну з пластинчастим графітом або зі сталевими валками.

У світовій практиці при одержанні високоміцних чавунів найбільш поширеною для модифікування розплавів є технологія введення магнію в розплав з використанням якого отримують близько половини світового виробництва виливків з високоміцного чавуну, з допомогою магнійвміщуючих лігатур, головним чином на основі феросиліцію [1, 2, 5, 6].

Однак, серйозним недоліком використання кремнійвміщуваних лігатур при виробництві прокатних валків є підвищений вміст кремнію, який негативно впливає на найбільш важливий показник якості чавунних валків – глибину відбілу чавуну. У зв'язку з цим, при виробництві такого масивного литва як чавунні прокатні валки, застосування кремнійвміщуваних лігатур є небажаним або взагалі неприйнятним, а для модифікування розплаву часто застосовується недосконала технологія введення в рідкий чавун чушкового магнію за допомогою сталевих балонів. Її суттєвими недоліками є низький відсоток засвоєння магнію, недостатньо стабільні результати модифікування і погіршення екологічної обстановки в ливарних цехах.

Іноді використовують нікель-магнієві лігатури, але їх виплавка занадто затратна, а вартість таких лігатур дуже висока.

Зазначені недоліки відомих технологій модифікування значною мірою усуваються або мінімізуються при модифікуванні розплаву з використанням пресованих магнієвміслючих брикетів на основі шихти з порошків заліза і (або) міді.

В якості базового шихтового матеріалу для отримання високоміцних валкових чавунів використовували переробний чавун наступного складу (мас. %): 3,27 C; 1,86 Si; 0,68 Mg; 0,12 Cr; 0,33 Ni; 0,12 P; 0,03 S, Fe - решта.

Як базові складові порошкової шихти для отримання модифікуючих брикетів використовували порошки заліза (фракції -200 мкм) або міді (фракції -160 мкм). Магній вводили в шихту у вигляді порошку магнію марки МПФ-1.

В якості одного з компонентів брикетированих модифікаторів при обробці розплавів чавуну доцільно використовувати мідь, яка, крім того, що сама по собі є ефективною легуючою добавкою в чавуні, що сприяє підвищенню службових властивостей виливків, крім того вона дозволяє зменшити вміст нікелю в валкових чугунах, має низьку температуру плавлення, і швидко розчиняється у рідкому чавуні.

Одним з критеріїв оптимізації складів брикетів для модифікування чавуну є ступінь засвоєння магнію при їх розчиненні в розплаві, а також наявність піроефекту. Як показали результати досліджень, ступінь засвоєння магнію рідким металом збільшується зі зменшенням вмісту магнію в брикеті. Однак, слід враховувати, що зі зниженням вмісту магнію в брикетах зростає витрата останніх і збільшується собівартість чавуну, а також зростають втрати температури на розчинення брикетів. Оцінка впливу вмісту магнію в брикеті на наявність піроефекту показала, що помітний піроефект проявляється при використанні брикетів з вмістом магнію більше 10-15 %. У зв'язку з цим, на підставі результатів дослідження зроблено висновок, що оптимальний вміст магнію в брикетах на основі залізного порошку складає близько 10-12 %.

Звертає на себе увагу, що ступінь засвоєння магнію помітно підвищується при наявності в складі брикетів мідного порошку. Позитивний вплив міді в цьому плані переконливо підтверджується також результатами експерименту з оцінки впливу температури розплаву на ступінь засвоєння магнію при використанні брикетированих модифікаторів двох компонентних складів: склад 1 - 42 % Fe; 8 % Mg; 50 % Cu і склад 2 - 92 % Cu; 10 % Mg (рис. 11, а). Як випливає з рисунка, для всіх значень температур розплаву ступінь засвоєння магнію при використанні брикетів, що не містять заліза, вище порівняно з залізовмісними брикетами на 5 %. При цьому, для обох складів модифікуючих брикетів з підвищенням температури розплаву з 1400 до 1450 °C відбувається помітне (згідно з практично лінійним характером залежності) зниження ступеня засвоєння магнію, обумовлене підвищенням випаровуванням останнього при ковшовому модифікуванні для більш високих температур розплаву.

Помітне підвищення ступеня засвоєння магнію для брикетів на основі мідного порошку порівняно з залізовмісними брикетами може бути обумовлено як збільшенням швидкості розчинення, так і підвищеною абсолютною щільністю мідьвміслючих брикетів, що забезпечує більш тривале їх перебування в донній частині ковша порівняно з брикетами з меншою питомою вагою на основі порошку заліза, які спливають в процесі обробки розплаву..

Підвищене випаровування магнію в процесі ковшового модифікування при збільшенні температури розплаву чавуну до 1450 °C призводить до відповідного зниження міцнісних характеристик сплаву. Якщо міцність чавуну, отриманого з розплаву з температурою 1400 і 1420 °C відрізняється незначно і становить 825÷848 МПа для обох складів модифікаторів, то з підвищенням температури розплаву до 1450 °C середні значення міцності сплаву знижуються вже до рівня 780 МПа у разі використання залізовмісних модифікуючих брикетів, і 807 МПа - для мідь-магнієвих брикетів (рис. 11, б). Помітне зниження міцності чавуну, отриманого після модифікуючої обробки розплаву при 1450 °C, знаходить своє відображення також при аналізі параметрів фактора форми графіту в сплавах (рис. 11, в). Як випливає з рисунка, якщо для температур обробки розплаву 1400 і 1420 °C фактор форми графіту, що характеризує ступінь сфероїдизації його частинок, знаходиться в межах 0,6÷0,68, то з підвищенням температури розплаву до 1450 °C різко знижується до 0,45 для Fe-Cu-Mg модифікатора, і до 0,55 – для Cu-Mg модифікуючих брикетів. Причиною зазначеного є те, що кінцева форма графітових включень визначається залишковим вмістом магнію в чавуні і ступінь сфероїдизації зменшується із збільшенням температури розплаву і часу витримки обробленого сфероїдизуючими добавками розплаву внаслідок випаровування з нього магнію.

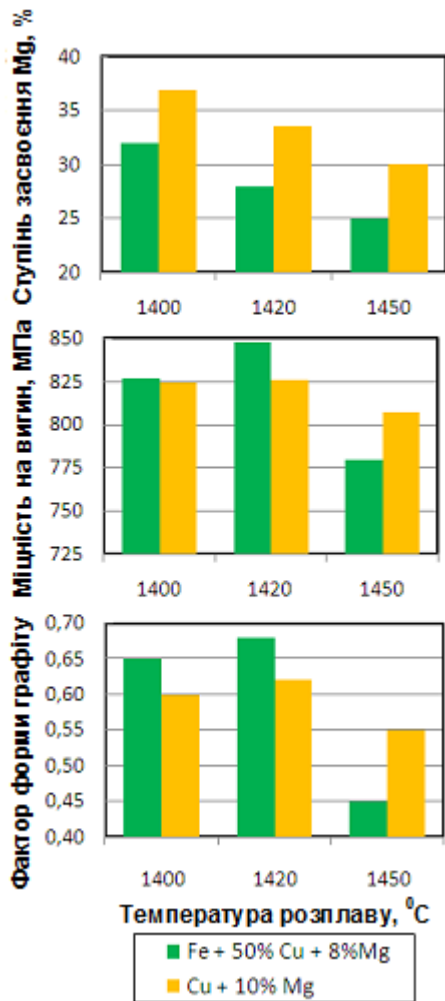


Рис. 11. Залежність ступеня засвоєння магнію (а), міцності чавунів на вигин (б) і фактора форми графіту (в) від складу порошкових модифікаторів і температури розплаву при модифікуванні

останнього (при оптимальних температурах обробки) знаходиться в межах 825÷848 МПа (рис. 11, б), то міцність чавуну серійної виплавки не перевищує 755 МПа. Експлуатаційні випробування валків ЛШД-41, відлитих із застосуванням Fe-Cu-Mg порошкових модифікуючих брикетів, показали, що їх стійкість на 15÷20 % вище стійкості валків з високоміцного чавуну серійного виробництва (ЛШ-41).

Висновки. Представлені результати вказують на ефективність використання порошкових брикетованих модифікаторів при обробці розплавів чавуна як за схемою ковшового, так і внутрішньоформового модифікування.

Порівняльне вивчення структури модифікованих чавунів показало, що порошкові брикети забезпечують утворення більш дисперсних включень графіту і більшу кількість фериту, ніж у випадку застосування литих кускових лігатур на тій ж (кремній і залізо) основі. Такі результати обумовлені наявністю в складі брикету дисперсних компонентів, які при розплавлюванні цього модифікатора відіграють роль центрів графітізації.

Результати широкої промислової апробації брикетованих модифікаторів при виготовленні відливків з високоміцного чавуна дозволяють рекомендувати їх замість плавлених лігатур для використання в різних галузях машинобудування і металургії з досягненням значного техніко-економічного ефекту.

Слід, однак, відзначити, що незважаючи на помітно більш високі значення ступеня засвоєння магнію при використанні для модифікування розплаву мідно-магнієвих брикетів порівняно з Fe-Cu-Mg модифікаторами (рис. 11, а), як фактор форми частинок графіту (рис. 11, в), так і міцність чавуну (рис. 11, б) при оптимальних температурах обробки розплавів (1400 і 1420 °C) дещо вище для останніх. Зазначений ефект може бути обумовлений як тим, що мідь є демодифікатором (в частині її впливу на сфероїдизацію графіту), так і наявністю в складі модифікуючих брикетів більш тугоплавких порівняно з міддю дисперсних частинок залізного порошку, що представляють собою готові кристали близькі за складом до складу фази, що кристалізується внаслідок кращого змочування та подібності їх кристалічних ґраток і забезпечують отримання більш стійкої суспензії в розплаві для досягнення необхідного інокулюючого ефекту. При використанні мідь-магнієвих брикетів, незважаючи на підвищення ступеня засвоєння розплавом магнію, інокулюючий і сфероїдизуючий ефекти знижуються.

Порівняння структури чавунів, отриманих за серійною технологією (ковшова обробкою розплаву металевим магнієм) і відлитих з розплавів, оброблених Fe-Cu-Mg брикетами і показало, що в останньому випадку діаметр графітних включень зменшується приблизно в 1,5 рази, збільшується ступінь сфероїдизації графіту (рис. 12, а, б). Оскільки мідь діє на чавун як сильний перлітизатор, внаслідок наявності порошку міді у складі модифікуючих брикетів помітно знижується аномальність перліту, підвищується його дисперсність (рис. 6, в, г) і мікротвердість (до 4,2 ГПа), тоді як перліт в чавуні серійної плавки має мікротвердість 2,7÷2,9 ГПа.

Такий вплив на структуру брикетированих модифікаторів призводить до відповідного підвищенню характеристик міцності чавуну, отриманого з використанням Fe-Cu-Mg брикетів. Тоді як міцність

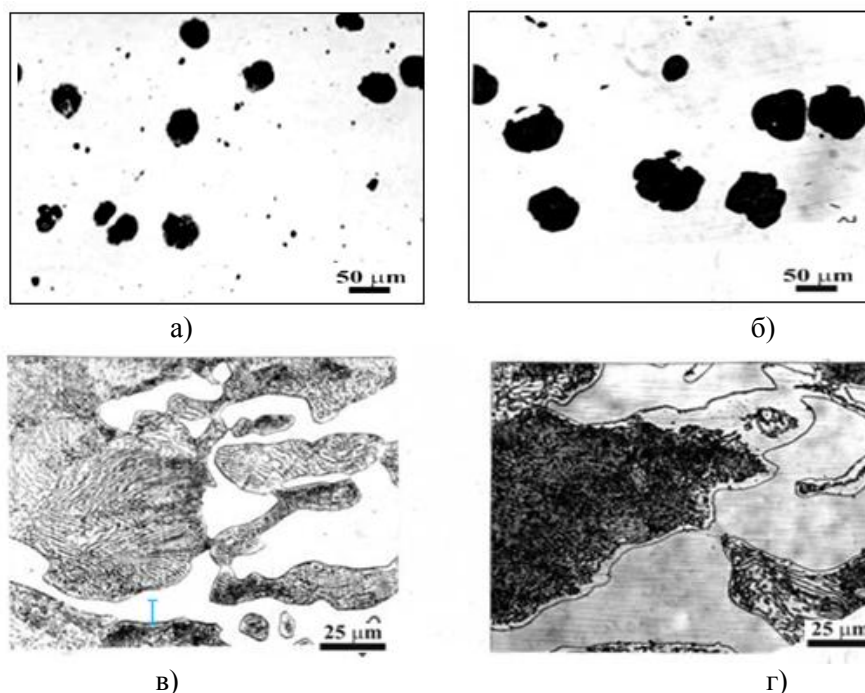


Рис. 12. Форма частинок графіту (а, б) і мікроструктура чавуну валків (в, г), відлитих з використанням Fe-Cu-Mg брикетів (а, в) і валків серійної виплавки (б, г)

Література

1. Литовка В.И. Повышение качества высокопрочного чугуна в отливках. – К.: Наука думка, 1987. – 208 с.
2. Гольдштейн Я.Е., Мидин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Машиностроение, 1988. – 272 с.
3. Chaengkham P., Srichandr P. Continuously cast ductile iron: Processing, structures, and properties // Journal of Materials Processing Technology. – 2011. – Vol. 211, Issue 8. – P. 1372-1378.
4. Xue Wendong, Li Yan. Pretreatments of gray cast iron with different inoculants // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 689. – P. 408-415.
5. Макаренко К.В., Иващенко Ю.М. Инокулирующее модифицирование чугуна с шаровидным графитом // Ползуновский альманах. – 2007. – №1-2. – С. 107-109.
6. Чайкин В.А. Научное обоснование и технологическое обеспечение применения дисперсных модификаторов и рафинирующих смесей для внепечной обработки чугунов и сталей // Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук. – Магнитогорск. – 2011. – 45 с.
7. Литовка В. И., Маслюк В. А., Куровский В. Я. и др. Получение высокопрочного чугуна с применением брикетированных модификаторов // Литейное производство. – 2003. – № 8 – С.7-12.
8. Kurovskiy V. Ya., Bagliuk G. A. The features of cast iron treatment with briqueted powder modifiers in manufacturing of forming rolls // Machines, technologies, materials, 2013. – 10th International Congress. Proceedings. – Vol. 1. – 10-12 September 2013. – Varna, Bulgaria. – 2013. – P. 93÷96.
9. Баглюк Г. А., Куровський В. Я., Шинський О. Й. Вплив режимів пресування порошкових модифікаторів на кінетику їх розчинення в розплаві чавуну // Вісник національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія «Машинобудування». – 2010. – № 59. – С. 27÷30.
10. Баглюк Г.А., Куровский В.Я., Терещенко Н.Я. The features of powder briquetted modifiers forming and dissolution in cast iron melt // Machines, technologies, materials, 2013. – 11th International Congress. Proceedings. – Vol. 2. – 10-12 September 2013. – Varna, Bulgaria. – 2014. – P. 14÷17.
11. Фесенко М. А., Фесенко А. Н. Перспективные направления использования метода внутриформенного модифицирования расплава для изготовления отливок с заданными эксплуатационными свойствами // Литье и металлургия. – 2013. – №4 (73). – С. 35÷41.
12. Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Косячков В. А. Внутриформенное модифицирование для получения чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами // Литейное производство. – 2010. – № 1. – С. 7÷13.
13. Edington J., Nicola W., Richards V. L. Age Strengthening of Gray Cast Iron: Nitrogen Effects and Machinability // Transactions of the American Foundry Society, Vol. 110: Part 2. – 2002. – P. 983÷993.
14. Qi-jie Z. Effect of Nitrogen in Cast Irons and Nitrogen-Containing High-Strength Gray Iron // Modern Cast Iron. – 2001. – Vol. 2. – P. 9÷14.
15. Hongsheng Ding, Shiqiu Liu, Hailong Zhang, Jingjie Guo. Improving impact toughness of a high chromium cast iron regarding joint additive of nitrogen and titanium // Materials and Design. – 2016. – Vol. 90. – P. 958–968.
16. Сусло Н.В., Панченко А.Н. Азотсодержащие брикет-модификаторы для чугуна и стали // Разработка рудных месторождений. Научно-техн. сборник. – Кривой Рог, 2011. – Вып. 94. – С. 239-241.
17. Пат. 18224444 АЗ (СССР). Компактированный реагент для обработки расплава чугуна / Захарченко Э.В., Захарченко Л.Э., Клименко В.Н., Куровский В.Я., Ляпунов А.П. – Опубл. 15.06.1993. Бюл. № 22.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 621.762

Г.А. Баглюк, О.В. Супрун, А.А. Мамонова*Інститут проблем матеріалознавства НАН України***ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПРИ ТЕРМІЧНОМУ СИНТЕЗІ
БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ СПОЛУК ІЗ ПОРОШКОВИХ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ
СИСТЕМИ $\text{TiH}_2\text{-Fe-Si-Mn-C(B}_4\text{C)}$**

Представлено результати дослідження взаємодії компонентів порошкової шихти на основі системи гідрид титану – ферросилікомарганець при термічному синтезі багатокомпонентної лігатури. Показано, що в процесі нагрівання відбувається активна взаємодія гідриду титану з ферросилікомарганцем, що супроводжується дисоціацією останнього з утворенням складної гетерофазної системи. Введення в склад шихти 5 % вуглецю призводить до подрібнення структури сплаву та збільшення вмісту карбиду титану, а заміна вуглецю в складі вихідної шихти на карбід бору викликає появу в складі композиту монобориду титану.

Ключові слова: металоматричний сплав, гідрид титану, ферросилікомарганець, термічний синтез, лігатура, фазоутворення, карбід, борид, силіцид, інтерметалід.

Г.А. Баглюк, О.В. Супрун, А.А. Мамонова**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ
МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ
СИСТЕМЫ $\text{TiH}_2\text{-Fe-Si-Mn-C(B}_4\text{C)}$**

Представлены результаты исследования взаимодействия компонентов порошковой шихты на основе системы гидрид титана - ферросиликомарганец при термическом синтезе многокомпонентной лигатуры. Показано, что в процессе нагрева происходит активное взаимодействие гидрида титана с ферросиликомарганцем, сопровождающееся диссоциацией последнего с образованием сложной гетерофазной системы. Введение в состав шихты 5% углерода приводит к измельчению структуры сплава и увеличению содержания карбида титана, а замена углерода в составе исходной шихты на карбид бора вызывает появление в составе композита моноборида титана.

Ключевые слова: металломатричный сплав, гидрид титана, ферросиликомарганец, термический синтез, лигатура, фазообразование, карбид, борид, силіцид, интерметаллид.

G.A. Bagliuk, O.V. Suprun, A.A. Mamonova**THE FEATURES OF STRUCTURE FORMATION AT THERMAL SYNTHESIS OF
MULTICOMPONENT COMPOUNDS FROM POWDER MIXTURES BASED ON $\text{TiH}_2\text{-Fe-Si-
Mn-C(B}_4\text{C)}$ SYSTEM**

The results of the investigation of the powder mixture on the basis of titanium hydride - ferrosilicomanganese system components interaction during the thermal synthesis of a multicomponent master alloy are presented in the article. It is shown that in a process of heating the active interaction of titanium hydride with ferrosilicomanganese takes place, that is accompanied with his dissociation that leads to formation of complex heterophase systems. Insertion of 5 % carbon in the powder mixture composition brings to the alloy structure refinement and the raising of titanium carbide composition in the alloy, while the replacement of carbon in the mixture for the boron carbide brings to emerging of titanium monoboride in the composite phase composition.

Key words: metal-based alloy, titanium hydride, ferrosilicomanganese, thermal synthesis, master alloy, phase formation, carbide, boride, silicide, intermetallic.

Вступ. Металоматричні композити на основі титанових сплавів останнім часом знаходять все більш широке застосування в якості конструкційних і функціональних матеріалів в авіаційній та аерокосмічній техніці, хімічному, транспортному та енергетичному машинобудуванні завдяки їх унікальним фізико-механічним та експлуатаційним властивостям [1].

Розширення області застосування титанових сплавів за рахунок підвищення їх жароміцності і міцності при збереженні достатнього рівня пластичності нерозривно пов'язане із вирішенням проблеми оптимального легування сплаву. Одним із ефективних шляхів вирішення даної проблеми є застосування схем багатокомпонентного легування, яке дозволяє отримати принципово нові матеріали з широким діапазоном властивостей [2-6], зокрема – з використанням методів порошкової металургії [7].

Найбільш широко використовувані промислові титанові сплави відносяться до двохфазних ($\alpha+\beta$)-сплавів, які отримують з використанням β -стабілізуючих легуючих елементів. Найбільш ефективними і поширеними β -стабілізуючими елементами, використовуваними при виробництві титанових сплавів, є ванадій і молібден. В той же час, автори [1], приводячи основні принципи легування ($\alpha+\beta$)-сплавів титану, відзначають, що легуючі елементи мають бути по можливості порівняно доступними і дешевими. У зв'язку з цим становить інтерес оцінка можливості

використання для легування спечених титанових сплавів комплексних лігатур, що містять такі дешеві та загальнодоступні β -стабілізуючі елементи, як залізо, марганець і кремній.

Ефективність такого підходу може бути обумовлена, також, аналізом результатів даних робіт [8-11], де показано, що введення в склад порошкової шихти для отримання спеченого матеріалу до 3÷5 % заліза, кремнію або марганцю суттєво підвищує міцність спеченого сплаву навіть у порівнянні зі сплавами, легованими, зокрема, алюмінієм або ванадієм.

Помітне підвищення експлуатаційних властивостей титанових сплавів досягається також за рахунок зміцнення останніх твердими сполуками тугоплавких елементів, в якості яких найбільш часто використовують карбіди TiC, SiC, борида TiB₂ та інтерметалідні сполуки - Ti₃Al, TiAl, Ti₅Si₃[12-15].

Введення до складу титанового сплаву твердих дисперсних включень також істотно підвищує їх триботехнічні характеристики при роботі у вузлах тертя.

Метою даної роботи було дослідження особливостей взаємодії елементів суміші та фазоутворення при реакційному синтезі багатокомпонентної титанової лігатури, що містить залізо, кремній, марганець і вуглець (карбід бору).

Матеріали та методика експерименту. При виборі компонентного складу вихідної порошкової шихти для термічного синтезу багатокомпонентної титанової лігатури приймалося до уваги, що істотна активація дифузійних процесів і прискорення фазоутворення при синтезі може бути досягнута за рахунок застосування в якості основи шихти гідриду титану з розміром частинок ≤ 63 мкм замість титанового порошку, внаслідок забезпечення підвищеної щільності кристалічної решітки, а також можливості додаткового очищення міжфазних поверхонь за рахунок атомарного водню, що виділяється при розпаді гідриду титану [16]. Ефективність застосування TiH₂, крім того, зумовлена, також його суттєво більш низькою вартістю у порівнянні з порошками титану і карбідом титану.

Основні легуючі елементи вводилися в шихту у вигляді порошку феросилікомарганцю марки MnC-17 (≤ 80 мкм), хімічний склад якого наведено в табл. 1.

Таблиця 1

Хімічний склад феросилікомарганцю (% , мас.)

Марка	Mn	Si	Fe	C
Феросилікомарганець MnC-17	62,5	14,1	21	2,1

Для термічного синтезу лігатури використовували вихідні багатокомпонентні шихти чотирьох компонентних складів:

I – 50 % FeSiMn – 50 % TiH₂,

II – 35 % FeSiMn – 65 % TiH₂,

III – 30 % FeSiMn – 65 % TiH₂ – 5 % C,

IV – 30 % FeSiMn – 65 % TiH₂ – 5 % B₄C.

Шихту кожного складу змішували у змішувачі типу «п'яна бочка» протягом 2 годин. Із отриманих порошкових сумішей під тиском 500 МПа пресували дослідні зразки. Реакційний синтез проводили у графітовому контейнері в атмосфері технічно чистого аргону при температурі 1250 °C з ізотермічною витримкою 1 год.

Мікроструктура отриманих зразків досліджувалась на скануючому електронному мікроскопі JEOL Superprobe 733. Травлення зразків проводили в 40 %-ому розчині NaOH. Фазовий склад визначався за допомогою рентгенівського аналізу на дифрактометрі ДРОН-3М у відфільтрованому в CuK α випромінєні в діапазоні кутів 20÷130° з покроковим скануванням. Зразок під час дифрагування обертався навколо своєї осі.

Результати досліджень та їх обговорення. Для оцінки вірогідності отримання тих чи інших фаз при термічному синтезі були проведені термодинамічні розрахунки з використанням програми HSC Chemistry 5.11 з метою термодинамічної оцінки протікання різноманітних реакцій (табл.2) при нагріві елементів шихти.

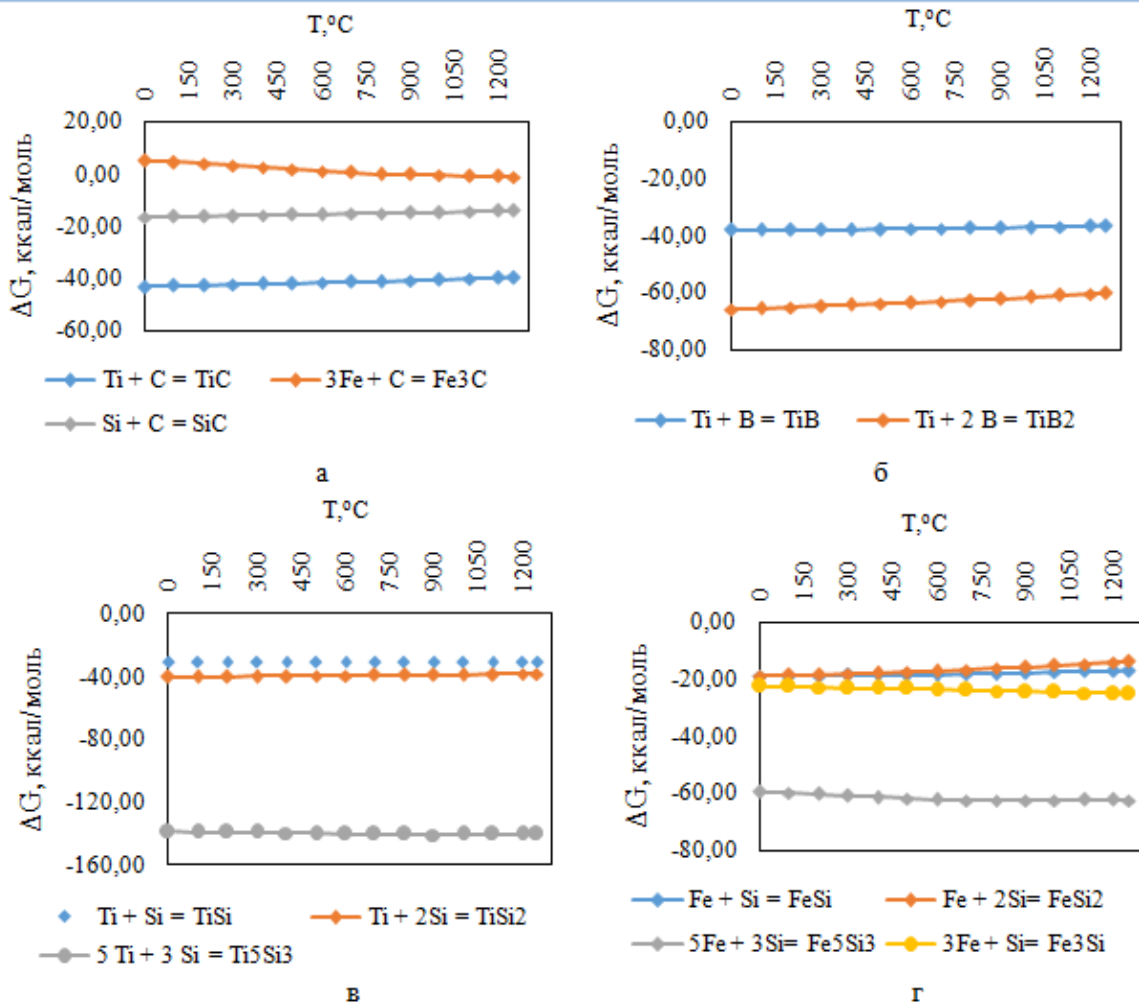
Таблиця 2

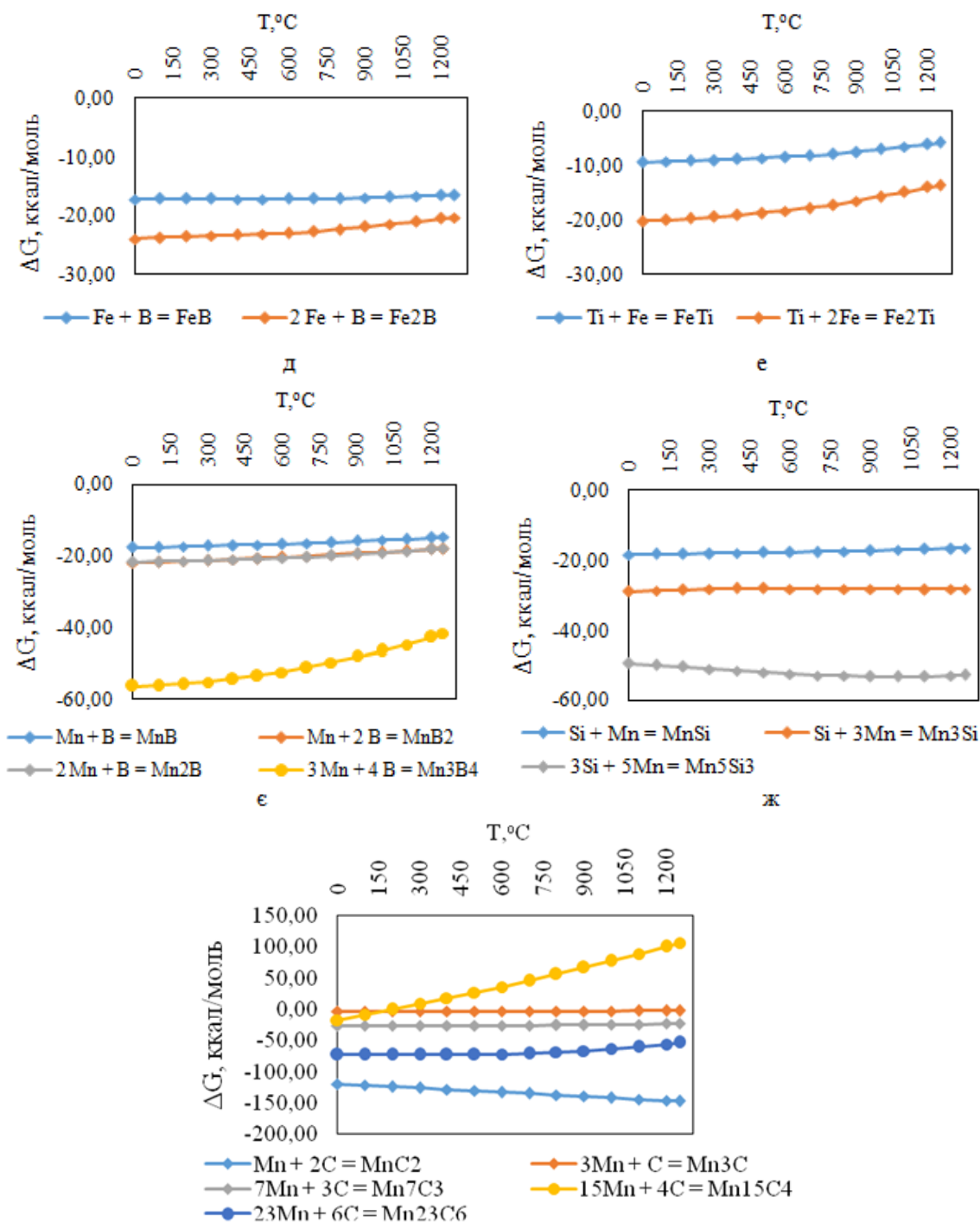
Розрахункові реакції взаємодії елементів шихти

Система	Реакція	№	Система	Реакція	№
Ti – C	Ti + C = TiC	(1)	Ti – Fe	Ti + Fe = FeTi	(15)
Fe – C	3Fe + C = Fe ₃ C	(2)		Ti + 2Fe = Fe ₂ Ti	(16)
Si – C	Si + C = SiC	(3)	Mn – B	Mn + B = MnB	(17)
Ti – B	Ti + B = TiB	(4)		Mn + 2 B = MnB ₂	(18)
	Ti + 2 B = TiB ₂	(5)		2 Mn + B = Mn ₂ B	(19)
Ti – Si	Ti + Si = TiSi	(6)		3 Mn + 4 B = Mn ₃ B ₄	(20)
	Ti + 2Si = TiSi ₂	(7)	Si – Mn	Si + Mn = MnSi	(21)
	5 Ti + 3 Si = Ti ₅ Si ₃	(8)		Si + 3Mn = Mn ₃ Si	(22)
Fe – Si	Fe + Si = FeSi	(9)		3Si + 5Mn = Mn ₅ Si ₃	(23)
	Fe + 2Si = FeSi ₂	(10)	Mn – C	Mn + 2C = MnC ₂	(24)
	3Fe + Si = Fe ₃ Si	(11)		3Mn + C = Mn ₃ C	(25)
Fe – B	5Fe + 3Si = Fe ₅ Si ₃	(12)		7Mn + 3C = Mn ₇ C ₃	(26)
	Fe + B = FeB	(13)		15Mn + 4C = Mn ₁₅ C ₄	(27)
	2 Fe + B = Fe ₂ B	(14)		23Mn + 6C = Mn ₂₃ C ₆	(28)

Виходячи з того, що найбільші негативні значення ΔG мають реакції (1), (5), (8), (12), (14), (16), (20), (23), (24) (рис. 1), можна вважати найбільш імовірним в інтервалі температур 0÷1250 °C формування фаз TiC, TiB₂, Ti₅Si₃, Fe₅Si₃, Fe₂B, Fe₂Ti, Mn₃B₄, Mn₅Si₃ та MnC₂.

В той же час, аналіз діаграм стану систем Fe-Si-B та Ti-Si-B [18, 19] при температурах вище 1100 °C вказує, що в таких системах також можуть утворюватися потрібні фази Fe₅Si₂ та Ti₆Si₂B відповідно.





3

Рис. 1. Залежність вільної енергії Гіббса від температури для реакцій, наведених в табл. 2

Для експериментальної перевірки результатів термодинамічної оцінки ймовірності проходження відповідних реакцій був проведений термічний синтез наведених вище складів порошкових сумішей.

В результаті термічного синтезу вихідні зразки з сумішей систем $\text{TiH}_2\text{--Fe--Si--Mn--C}$ перетворилися в досить міцні губчасті спеки, які за зовнішнім виглядом нагадують зразки отримані при саморозповсюджуючому високотемпературному синтезі (рис. 2,а). При цьому, після спікання зразки помітно збільшилися в об'ємі внаслідок дегазації, яка пов'язана з відновними процесами, а також процесом дегідрування. Спостерігається утворення макропор і раковин.



Рис. 2. Зовнішній вигляд пресованого та спеченого зразка після реакційного синтезу при 1250°C для брикетів, отриманих із шихти:
 а – 30 % FeSiMn – 65 % TiH₂ – 5 % C; б – 30 % FeSiMn – 65 % TiH₂ – 5 % B₄C

Натомість, вихідні зразки із суміші FeSiMn – TiH₂ з карбідом бору (суміш IV) за своєю геометричною формою не зазнали суттєвих змін (рис. 2 б), хоча відбулося деяке пропорційне зменшення висотних та радіальних розмірів брикетів внаслідок усадки при рідкофазному спіканні.

Результати мікроструктурного аналізу синтезованого сплаву з суміші гідрид титану – феросилікомарганець (рис. 3а, б) вказали на наявність суттєво гетерофазної структури та помітної залишкової пористості. При цьому, введення до складу шихти 5 % вуглецю супроводжується помітним подрібненням структури сплаву (рис. 3, в).

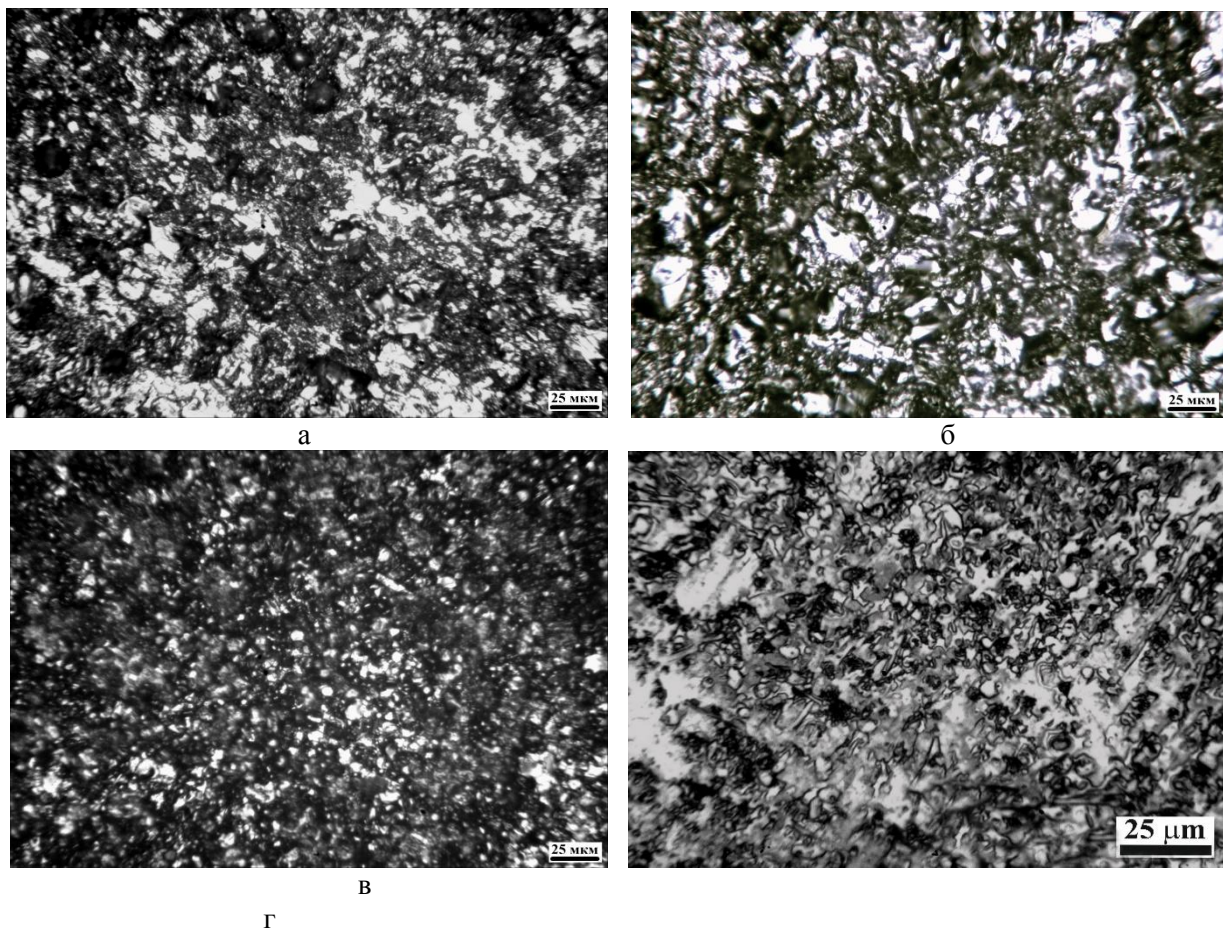


Рис. 3. Мікроструктура зразків після реакційного спікання при 1250°C :
 а – 35 % FeSiMn – 65 % TiH₂; б – 50 % FeSiMn – 50 % TiH₂;
 в – 30 % FeSiMn – 65 % TiH₂ – 5 % C; г – 30 % FeSiMn – 65 % TiH₂ – 5 % B₄C

В разі введення в склад вихідної шихти 5 % карбіду бору морфологія структури синтезованого сплаву помітно змінюється: нарівні із світлими глобулярними включеннями карбіду титану, з'являються включення голкоподібної форми, характерними для монобориду титану [17].

Дослідження розподілу елементів в спеченому сплаві системи FeSiMn – TiH₂ (рис. 4) показало, що в процесі синтезу відбувається активна взаємодія феросилікомарганцю (ФСМ) з титаном, що супроводжується дисоціацією ФСМ з наступним утворенням відповідних силіцидних фаз титану. Кількісний локальний аналіз представницьких елементів структури в областях з підвищеним вмістом титану і кремнію показав, що вони містять 22÷26 % Si та 70÷74 % Ti.

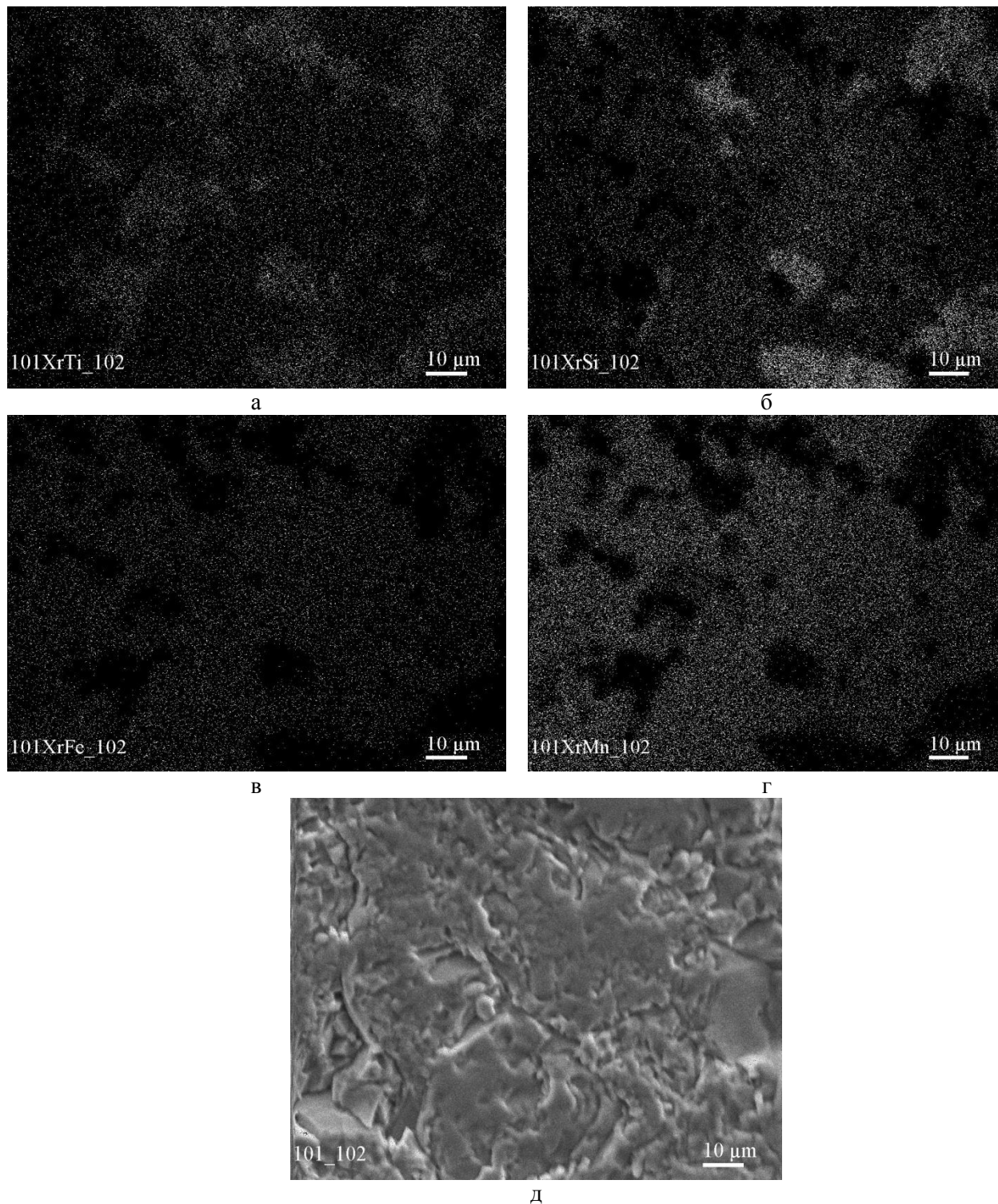


Рис. 4. Розподіл елементів синтезованих сплавів системи TiH₂-Mn-Si-Fe-C: зображення в характеристичному рентгенівському випромінюванні титану (а), кремнію (б), заліза (в), марганцю (г) та СЕМ зображення мікроструктури (д)

Результати рентгенофазового аналізу синтезованих сплавів показали (рис. 5,а), що для сплаву, отриманого із шихти складу 50 % FeSiMn – 50 % TiH₂ переважаючими фазами є силіциди Ti₅Si₃, Mn₅Si₃, цементит Fe₃C та інтерметалідні фази Fe₂Ti та FeTi за наявності деякої кількості інших силіцидних (Fe₅Si₃, FeSi₂), карбідних (TiC, Mn₅C₂, Fe₃C), інтерметалідних (Mn₅Ti, Mn₂Ti) і карбосиліцидних (Ti₃SiC₂) фаз.

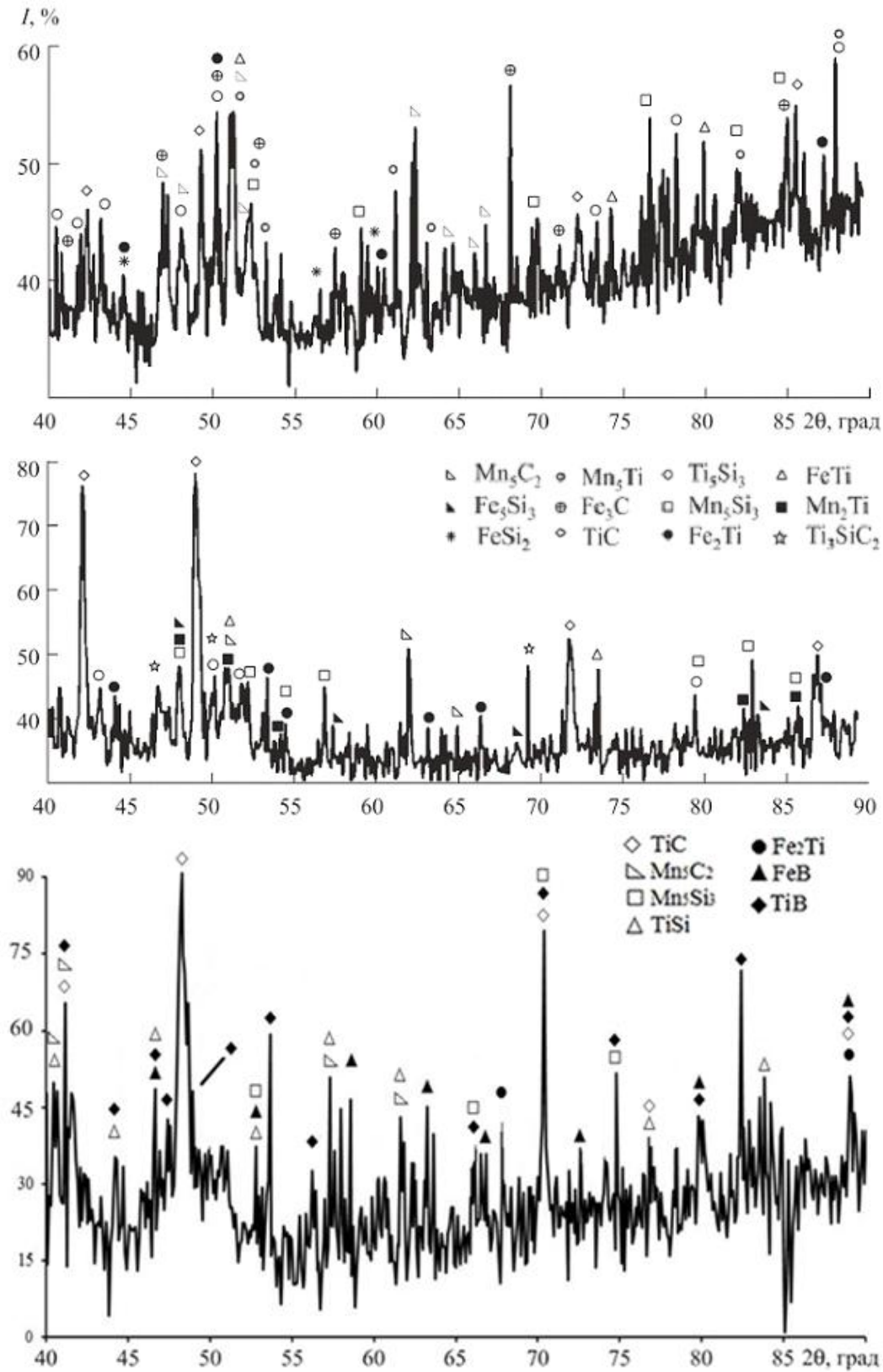


Рис. 5. Дифрактограми синтезованих сплавів, отриманих з шихти:
50 % FeSiMn – 50 % TiH₂ (а); 30 % FeSiMn – 65 % TiH₂ – 5 % C (б);
30 % FeSiMn – 65 % TiH₂ – 5 % B₄C (в)

При введенні в склад вихідної шихти 5 % вуглецю фазовий склад матеріалу змінюється несуттєво (рис. 5,а), але основною фазовою складовою сплаву стає карбід титану, піки якого мають найвищу інтенсивність. При цьому, період решітки цієї фази істотно залежить від вмісту вуглецю у вихідній суміші. Так, для сплаву, отриманого з шихти складу 50 % FeSiMn – 50 % TiH₂, період ГЦК-решітки фази TiC становить 0,42897 нм, тоді як із введенням в вихідну шихту 5 % вуглецю (шихта № III) карбід титану стає практично основною фазою з періодом решітки $a = 0,43198$ нм і є найбільш близьким до стехіометричного складу TiC.

В разі використання карбіду бору в якості додаткового компоненту вихідної шихти фазовий склад синтезованого сплаву відчуває істотних змін: поряд із карбідом титану на рентгенограмі реєструються також інтенсивні піки монобориду титану TiB і з'являються фази монобориду заліза FeB, а силіцидні сполуки титану представлена головним чином моносиліцидом титану TiSi.

Таким чином, отримана в результаті термічного синтезу лігатура, враховуючи наявність в ній значної кількості твердих карбідних та боридних сполук, може бути використана в якості легуючої добавки в порошкову шихту для виготовлення виробів з композиційних матеріалів триботехнічного призначення на основі титанових сплавів з підвищеним опором до зношування.

Висновки

1. Показано, що в процесі термічного синтезу лігатури з порошкової шихти системи TiH₂-Fe-Si-Mn відбувається активна взаємодія гідриду титану з феросилікомарганцем, що супроводжується дисоціацією останнього з утворенням складної гетерофазної системи, переважаючими фазами якої є силіцид Ti₅Si₃, цементит Fe₃C та інтерметалідні фази Fe₂Ti Fe₂Ti за наявності деякої кількості інших силіцидних (Fe₅Si₃, FeSi₂, Mn₅Si₃), карбідних (TiC, Mn₅C₂), інтерметалідних (Mn₅Ti, Mn₂Ti) і карбосиліцидних (Ti₃SiC₂) фаз.

2. Введення до складу вихідної шихти 5 % вуглецю призводить до помітного подрібнення структури сплаву, а основною фазовою складовою сплаву стає карбід титану.

3. В разі використання карбіду бору в якості додаткового компоненту вихідної шихти поряд із карбідом титану реєструються також інтенсивні піки монобориду титану TiB і з'являються фази монобориду заліза FeB, а силіцидні сполуки титану представлена головним чином моносиліцидом титану TiSi.

Література

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
2. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Даниленко Н.И., Карпец М.В. Механические свойства многокомпонентного титанового сплава // Проблемы прочности. – 2010. – № 5. – С. 187-198.
4. Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Бурка М.П. и др. Высокопрочный литой β-титановый сплав // Современные проблемы физического материаловедения. – 2008. – Вып. 17. – С. 126-139.
5. Liu Y., Chena L.F, Tang H.P., Liu C.T., Liu B., Huang B.Y. Design of powder metallurgy titanium alloys and composites // Materials Science and Engineering, A. - 2006. – Vol. 418. – P. 25-35.
5. Сысоева Н.А. Интерметаллидное упрочнение высокопрочных титановых сплавов // Технология легких сплавов. – 2002. – № 4. – С. 85-91.
6. Хорев А.И. Теория и практика создания современных титановых сплавов для перспективных конструкций // Технология машиностроения. – 2007. – №12. – С.5-12.
7. Whittaker D. Powder processing, consolidation and metallurgy of titanium // Powder Metallurgy. – 2012. – Vol. 55, No. 1. – P. 6-10.
8. Lee D. B., Park K. B., Jeong H. W., Kim S. E. Mechanical and oxidation properties of Ti-xFe-ySi alloys // Mater. Sci. Eng., A. – 2002. –Vol. A328, No.1-2. – P.161-168.
9. Wei W., Liu Y., Zhou K., Huang B. Effect of Fe addition on sintering behaviour of titanium powder // Powder Metall. – 2003. – Vol.46, No. 3. – P. 246-250.
10. Esteban P.G., Bolzoni L., Ruiz-Navas E.M., Gordo E. PM processing and characterisation of Ti-7Fe low cost titanium alloys // Powder Metall. – 2011. – Vol. 54, No. 3. – P. 242-252.
11. Анциферов В.Н., Устинов В. С., Олесов Ю. Г. Спеченные сплавы на основе титана. – М.: Металлургия, 1984. – 168 с.
12. Sumida M., Kondoh K. In-Situ synthesis of Ti matrix composite reinforced with dispersed Ti₅Si₃ particles via spark plasma sintering // Materials Transactions. – 2005. – Vol.46, No.10. – P. 2135-2141.

13. Kobayashi K., Nishio T Consolidation of Ti_5Si_3 dispersed Ti-based composites by pulsed current sintering // Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy. – 2005. – Vol.52, No.4. – P. 239-242.
14. Poletti C., Balog M., Schubert T. Production of titanium matrix composites reinforced with SiC particles // Composites Science and Technology. – 2008. – V.68. – P. 2171-2177.
15. Frommeyer G., Rosenkranz R. Structures and properties of the refractory silicides Ti_5Si_3 and TiSi_2 and Ti-Si-(Al) eutectic alloys // Metallic Materials with High Structural Efficiency. – 2004. – V.146. – P. 287-308.
16. Ивасишин О. М., Демидик А. Н., Саввакин Д. Г. Использование гидрида титана для синтеза алюминидов титана из порошковых материалов // Порошковая металлургия. – 1999. – № 9/10. – С. 63-70.
17. Баглюк Г.А., Стасюк А.А., Саввакин Д.Г. Структура и фазовый состав спеченных сплавов, полученных из порошковых смесей системы $\text{TiH}_2+\text{TiB}_2$ // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка: Сб. докл. 10-го Международн. Симп. (Минск, 5-7 апр. 2017 г.). – Ч.1. – Минск: Беларуская навука, 2017. – С.332-346.
18. Poletti M.G., Battezzati L. Assessment of the ternary Fe–Si–B phase diagram // CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. – 2013. - № 43. – P. 40-47.
19. Yang Y., Chang Y.A., Tan L. Thermodynamic modeling and experimental investigation of the Ti-rich corner of the Ti–Si–B system // Intermetallics. – 2005. – №13. – P. 1110-1115.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017

УДК 621.77.01

Я.Ю. Бейгельзімер¹, Р.Ю. Кулагін², О.А. Давиденко¹¹Донецький фізико-технічний інститут ім.О.О.Галкіна НАН України²Institute of Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology**КРУЧЕННЯ ПІД ВИСОКИМ ТИСКОМ: НЕСТІЙКІСТЬ ПЛАСТИЧНОГО ПЛИНУ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ**

Досліджено стійкість стаціонарного пластичного плинку при крученні дисків під тиском. Показано, що при відсутності швидкісного зміцнення стаціонарний плин стійкий лише у разі ступеневого закону деформаційного зміцнення. Швидкісне зміцнення стабілізує пластичний плин. При нестабільному плинні в зразку виникають вихрові потоки, що призводять до перемішування деформованого матеріалу.

Ключові слова: кручення під високим тиском, простий зсув, стійкість пластичного плинку, моделювання

Я.Е. Бейгельзімер, Р.Ю. Кулагин, А.А. Давиденко**КРУЧЕНИЕ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ: НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ**

Исследована устойчивость стационарного пластического течения при кручении дисков под давлением. Показано, что при отсутствии скоростного упрочнения стационарное течение устойчиво лишь в случае степенного закона деформационного упрочнения. Скоростное упрочнение стабилизирует пластическое течение. При нестабильном течении в образце возникают вихревые потоки, приводящие к перемешиванию деформированного материала.

Ключевые слова: кручение под высоким давлением, простой сдвиг, устойчивость пластического течения, моделирование

Y. Beygelzimer, R. Kulagin, O. Davydenko**THE HIGH PRESSURE TORSION: A PLASTIC FLOW INSTABILITY UNDER EXTREME CONDITIONS**

A steady plastic flow in the high pressure torsion is investigated. It is shown that in the absence of strain rate hardening steady flow is stable only in the case of power-law strain hardening. Strain rate hardening stabilizes the flow. The vortex flow arises when the flow is unstable.

Key words: the high pressure torsion, simple shear, a steady plastic flow, modeling

Постановка проблеми. Кручення під високим тиском (КВТ) – найбільш поширений процес інтенсивної пластичної деформації, який застосовується для отримання наноструктурних металів і сплавів, консолідації порошків (в тому числі і нанорозмірних), холодного сплавлення різних матеріалів та ін. [1]. Як правило використовують просту модель процесу, засновану на припущенні про те, що деформація під час КВТ відбувається за схемою простого зсуву, деформація γ якого обчислюється за формулою:

$$\gamma = \frac{r\beta}{t} \quad (1)$$

де β – кут обертання ковадл, r – відстань точки до вісі обертання ковадл, t – товщина зразка.

Оскільки величина деформації зсуву має принципове значення для розшифровки результатів експериментів, її просторовий розподіл при КВТ було вивчено в цілому ряді робіт. Дослідження [2-5] показали, що в залежності від параметрів геометрії КВТ, а також умов контактного тертя на поверхні ковадл, спостерігаються істотні відхилення від зазначених вище припущень. Перш за все це виражається у можливій неоднорідності деформації по висоті зразка і наявності "мертвої зони" в кутах ковадл. Дослідження, виконані в роботах [4, 5] дозволили встановити умови, при виконанні яких допущення простої моделі КВТ виконуються практично в усьому об'ємі зразка.

У зазначених у попередньому абзаці роботах основна увага приділялася впливу геометричних параметрів КВТ і умов контактного тертя на просторовий розподіл деформації в об'ємі зразка. В роботі [6] досліджено вплив кривої деформаційного зміцнення матеріалу на залежність поля швидкості деформації від кута обертання ковадла. Показано, що при ступеневому характері деформаційного зміцнення і відсутності швидкісного зміцнення, поле швидкості деформації в об'ємі зразка не залежить від кута обертання ковадл. В цьому випадку величина деформації зсуву в будь-якій точці зразка прямопропорційна куту обертання ковадл. Порушення ступеневого закону деформаційного зміцнення тягне за собою нестаціонарність поля швидкості

деформації. Остання обставина призводить до того, що деформація зсуву перестає бути прямопропорційною куту обертання ковадл. В роботі [6] показано також, що насичення в деформаційному зміцненні, при відсутності швидкісного зміцнення, призводить до зосередження деформації в тонкому шарі зразка. Цей ефект не пов'язаний з геометрією ковадл і тертям, але обумовлений нестійкістю матеріалу при пластичному зсуві [7, 8].

Мета статті: шляхом розрахунку в пакеті DEFORM 3D, показати, що швидкісне зміцнення матеріалу стабілізує пластичний плин при КВТ, а також, показати, що подальша деформація в тонкому шарі призводить до перемішування матеріалу, що відповідає гіпотезі роботи [9] про дві стадії простого зсуву.

Виклад основного матеріалу. В роботі [10] було показано, що деформаційне зміцнення за ступеневим законом, пов'язано з розвитком самоподібної мікроструктури матеріалів при пластичній деформації і відповідає даним експериментальних спостережень в певному діапазоні деформацій Мізеса. Коли деформація перевищує цей діапазон, то як мікроструктура так деформаційне зміцнення матеріалу досягає рівня насичення, і ступеневий закон вже не діє. Насиченість зміцнення при КВТ повинно призвести до локалізації деформації в тонкому шарі зразка в разі, коли швидкісне деформаційне зміцнення відсутнє [6]. Ми покажемо шляхом чисельного МКЕ-моделювання, що швидкісне зміцнення може в цьому випадку стабілізувати пластичний плин при КВТ і запобігти локалізації деформації.

Всі розрахунки було виконано в програмі DEFORM-2D/3D з використанням моделі 2D осесиметричного кручення [11].

Схема процесу КВТ показана на рис. 1.

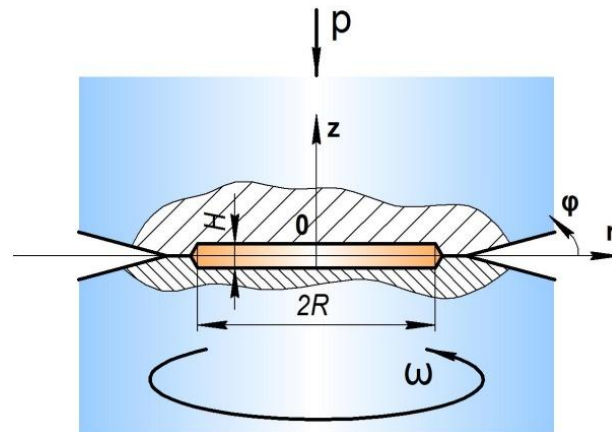


Рис. 1. - Геометрична схема процесу КВТ

Дві криві напруження–деформація були взяті з [6]. Криві були змінені з урахуванням швидкісного зміцнення:

$$\sigma_s [\text{MPa}] = [1050 - 463 \exp(-0.39 e_M)] \left(\frac{\dot{e}_M}{a} \right)^b, \quad (2)$$

$$\sigma_s [\text{MPa}] = 740 e_M^{0.18} \left(\frac{\dot{e}_M}{a} \right)^b, \quad (3)$$

де a, b – параметри швидкісного зміцнення.

Перший доданок у правій частині рівняння (2) являє собою апроксимацію експериментальної кривої напруження-деформація порошку Fe, отриманої в [12] за умови КВТ. Перший доданок рівняння (3) – ступеневий закон, який наближає цю криву до значень напруження $1 < e_M < 5$.

Щоб проілюструвати ефект швидкісного зміцнення на пластичний плин при КВТ, ми провели п'ять чисельних експериментів. Умови експериментів наведені в таблиці 1. У всіх експериментах: $a = 0.05 \text{ s}^{-1}$, діаметр зразка – 10 мм, його товщина – 1 мм.

Таблиця 1.

Параметри кривої напруження-деформація для МКЕ-моделювання					
Експеримент	1	2	3	4	5
Крива напруження-деформація	Рівн. (3)	Рівн. (2)	Рівн. (2)	Рівн. (2)	Рівн. (2)
Параметр b	-	0	0,005	0,05	0,5

Результати чисельного моделювання показані на рис. 2.

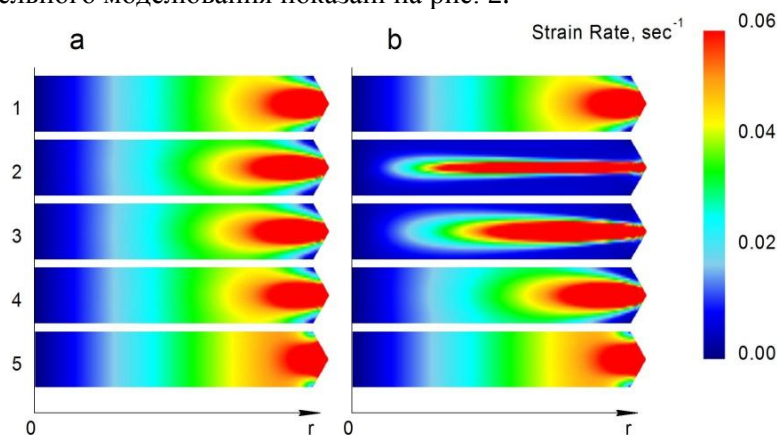


Рис. 2 -. Карти швидкості деформації за Мізесом у (r, z) площині (МКЕ-моделювання) при куті обертання ковадл $\beta = 0.5\pi$ (a) and $\beta = 3.5\pi$ (b); нумерація на малюнку відповідає таблиці 1

Як видно на рис. 2a для малих кутів обертання β тобто до досягнення зміцненням рівня насичення і коли ступеневий закон дійсний, зразок деформується практично у відповідності з (1). Для великих значень β і малих значеннях чутливості швидкості деформації b , деформація локалізується навколо площини геометричного зсуву (рис. 2b, випадки 2, 3). Але коли чутливість швидкості деформації матеріалу досить велика (наприклад, при надпластичному плинні, тобто > 0.3 рис. 2b випадок 5), зразок деформується у відповідності до (1). Проміжний випадок, коли $b = 0.05$ (рис. 2b, випадок 4) є досить цікавим, оскільки локалізація деформації не дуже виражена, а деформація зсуву розподіляється майже за (1).

Ультрадрібнозернисті матеріали, оброблені КВТ зазвичай мають коефіцієнт чутливості швидкості деформації в діапазоні $0.01 \div 0.1$ [13, 14], який показує, що рівняння (1) ще може бути застосованим в якості грубої оцінки для деформації зсуву при КВТ. При цьому слід мати на увазі можливість скорочення по висоті зони інтенсивної деформації, обумовлену вичерпанням деформаційного зміцнення, при недостатньому зміцненні швидкісному. Те, що така можливість цілком реальна буде експериментально показано далі. Крім того, описані вище результати свідчать про те, що починаючи з певної величини деформації зсуву ламінарний плин матеріалу при КВТ може змінюватися турбулентним, що відповідає гіпотезі роботи [9].

Нижче наведені результати експериментів з КВТ на композитних мідних зразках, що містять вставки з алюмінію та латунні маркери.

Зразки готували наступним чином.

В мідному циліндрі довжиною 35 мм і діаметром 20 мм було просвердлено вісім каналів діаметром 2 мм. Канали були просвердлені на відстані 4,0 та 7,0 мм від осі заготовки. Алюмінієвий дріт був вставлений в чотири канали, які були ближче до осі циліндра. Латунний дріт було введено в периферійні канали. Заготовки піддавали екструзії до діаметру 12 мм, щоб щільно зафіксувати («запечатати») дріти в мідній матриці. З отриманих заготовок вирізалися дископодібні зразки товщиною 1,0 мм. Ці диски використовували для експериментів з КВТ. Деформацію здійснювали при рівні тиску 4,5 ГПа і кутовій швидкості ковадла в 1 обертання за хвилину. На рис.3 показані профілі зразків перпендикулярні до осі обертання, після обертання на кути $\pi/2$ (рис. 3a) та π (рис. 3b). Видно, що при $\beta = \pi/2$ (рис. 3 a, b) позиції маркерів добре узгоджуються з розрахованими з моделі простої деформації зсувом. Це вказує на справедливості цієї моделі, принаймні для цього значення кута обертання. Картина змінюється повністю коли

$\beta = \pi$. Мітки розмиті на глибинах від 300 до 500 мкм (рис. 3 с, d). Це дозволяє зробити висновок, що основна деформація локалізується в цьому 300 мкм товстому шарі.

Поперечний переріз КВТ-деформованого диска після трьох обертів ковадла представлений на рис. 4. Як видно з малюнка, КВТ призводить до змішування матеріалу матриці з маркерами.

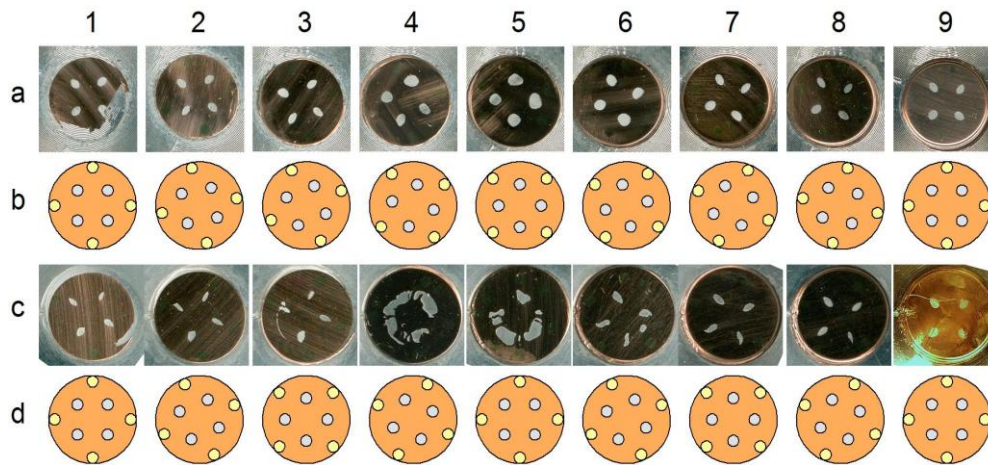


Рис. 3.- Обертання на 90° (a і b); обертання на 180° (c і d). Цифри на малюнку відповідають глибині шагу (кожен шаг – 100 мкм)



Рис. 4. - Поперечний переріз мідного диска з маркерами після 3 обертів КВТ

Таке змішування можливо тільки при наявності турбулентних вихрових потоків у зразку під час КВТ. Цей висновок узгоджується з припущеннями авторів [9], що турбулентний плин відбувається в матеріалі при великих деформаціях простого зсуву. Ми вважаємо, що це є турбулентний пластичний плин, який пояснює ефективність КВТ для холодного з'єднання різних матеріалів [15]. Формування сплавів пов'язується з масопереносом за механізмом дифузії. Дифузія може проходити досить швидко при підвищеній температурі, але швидкість дифузійного масопереносу при низькій температурі недостатньо висока. Швидкість масопереносу, необхідну для холодного з'єднання можна забезпечити тільки за рахунок стохастичного руху вихору, який подібний до турбулентного потоку в рідинах або газах. Також, можна показати, що переробка методом КВТ порошкової суміші певного складу веде до формування високоентропійних сплавів при температурі навколишнього середовища. Ми вважаємо, що турбулентний плин матеріалу при КВТ відіграє найважливішу роль в цьому процесі.

В [20] формування вихорів в пластично деформованому матеріалі при простому зсуві пов'язаний з місцевим блокуванням деформації зсуву. За допомогою чисельного моделювання покажемо, що місцеві блокування деформації зсуву в зразку під час КВТ призводить до вигинів і поворотів перешкод. Ми розглядаємо це як фізичну причину турбулентного плину при КВТ. На рис. 5 показана схема та результати розрахунків.

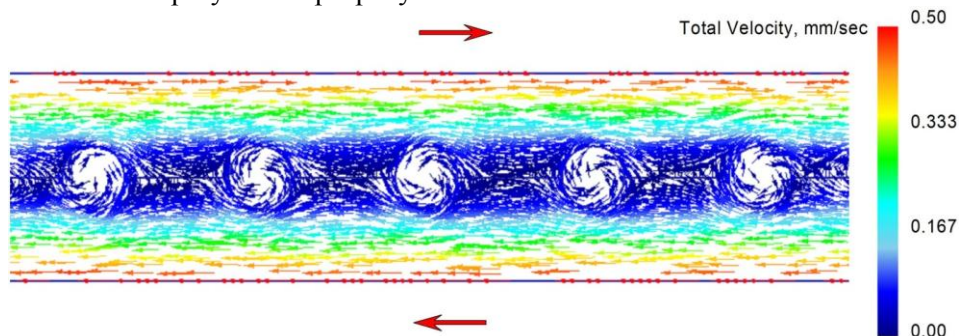


Рис. 5. - Простий зсув, що локально блокується перешкодами (МКЕ моделювання)

Шар пластичного матеріалу розташований між двох пластин, які рухаються в протилежних напрямках. В шарі є перешкоди, що локально блокують зсув. Перешкода змодельована з матеріалу з межею плинності в десять разів вище, ніж у шарах, та має форму циліндра (перпендикулярно до площини малюнка).

Рис. 5 показує, що локальне блокування зсуву дійсно викликає обертання перешкод, що призводить до утворення вихорів при досить великій деформації зсувом. В якості перешкод при КВТ-деформації можуть розглядатися різного виду неоднорідності в матеріалі.

Висновки. Отримані результати свідчать про те, що механічні властивості і структура оброблюваних матеріалів можуть мати істотний вплив на поле швидкостей і деформований стан у зразку в процесі КВТ. При насиченні напружень в матеріалі з низькою або нульовою швидкістю зміцнення, деформація локалізується в тонкому шарі зразка. Товщина цього шару зростає зі збільшенням показника ступеня b швидкості зміцнення. При $b > 0,1$ локалізація деформації не відбувається. Виникнення неоднорідності деформації, що блокує простий зсув призводить до турбулентного плинності при КВТ. Це прискорює масоперенос, необхідний для формування сплавів. В роботі зазначено, що за допомогою цього підходу можуть бути отримані високоентропійні сплави.

Публікація містить результати досліджень, проведених при грантовій підтримці Державного фонду фундаментальних досліджень за конкурсним проектом Ф71.

Список використаних джерел:

1. Zhilyaev, A. P., Langdon T.G., 2008. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. Progress in Materials Science 53 (6), 893–979.
2. Roberto B. Figueiredo • Gustavo C. V. de Faria • Paulo R. Cetlin • Terence G. Langdon, Three-dimensional analysis of plastic flow during high-pressure torsion. J Mater Sci (2013) 48:4524–4532
3. Seung Chae Yoon, Zenji Horita, Hyoungh Seop Kim Finite element analysis of plastic deformation behavior during high pressure torsion processing. Journal of materials processing technology 201 (2008) 32–36
4. Reinhard Pippan, Stephan Scheriau, Anton Hohenwarther, Martin Hafok. Advantages and limitations of HPT: a review. Materials Science Forum Vols. 584-586 (2008) pp 16-21
5. Dong Jun Lee, Hyoungh Seop Kim. Finite element analysis for the geometry effect on strain inhomogeneity during high-pressure torsion. J Mater Sci (2014) 49:6620–6628
6. Yan Beygelzimer, Roman Kulagin, Laszlo S. Toth and Yulia Ivanisenko. The self-similarity theory of high pressure torsion. Beilstein J. Nanotechnol. 2016, 7, 1267–1277.
7. R.Hill. A general theory of uniqueness and stability in elastic-plastic solids. Journal of the mechanics and physics of solids Volume: 6 Issue: 3 Pages: 236-249 Published: 1958
8. Ja. E. Beigelzimer, B. Efros, V. Varyukhin, A. Khokhlov. A continuum model of a structurally-inhomogeneous porous body and its application for the study of stability and viscous fracture of materials deformed under pressure. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 48, No. 5, pp. 629–640 (1994).
9. Y. Beygelzimer, Ruslan Z. Valiev, V.Varyukhin Simple Shear: Double-Stage Deformation //Materials Science Forum Vols. 667-669 (2011) pp 97-102
10. Y. Beygelzimer, L. S. Toth, J. J. Jonas, Some Physical Characteristics of Strain Hardening in Severe Plastic Deformation, Adv. Eng. Mater, Volume 17, Issue 12, pages 1783–1791, 2015
11. DEFORM v11.0 Documentation, Scientific Forming Technologies Corporation, <http://www.deform.com/>
12. Zhao, Y. J., Massion, R., Grosdidier, T., Toth, L. S., 2015. Gradient Structure in High Pressure Torsion Compacted Iron Powder. Advanced Engineering Materials 17 (12), 1748–1753.
13. N. Chinh, P. Szommer, Z. Horita, T. Langdon Mater Sci Forum (2006) 503–504:1001;
14. R. Valiev, M. Murashkin, A. Kilmametov, B. Straumal, N. Chinh, T. Langdon J Mater Sci (2010) 45:4718–4724
15. P.W. Bridgman, Phys. Rev. 1935, 48, 15.
16. M. Pour Yazdan Panah, Shear-Induced Mixing in Metallic Systems, PhD Thesis, Darmstadt, Germany, 2015
17. H.-J. Kim, S. Karthikeyan, D. Rigney A simulation study of the mixing, atomic flow and velocity profiles of crystalline materials during sliding. Wear 267 (2009) 1130–1136
18. Narayan K. Sundaram, Yang Guo, and Srinivasan Chandrasekar Mesoscale Folding, Instability, and Disruption of Laminar Flow in Metal Surfaces. PRL 109, 106001 (2012)
19. L. Prandtl, O.G. Tietjens, Fundamentals of Hydro - and Aeromechanics, Dover Pub. Inc., New York, 1957.
20. Y. Beygelzimer, Vortices and Mixing in Metals during Severe Plastic Deformation Materials Science Forum Vol. 683 (2011) pp 213-224

Рецензент:

Штерн Михайло Борисович, чл.-кор. НАН України, д.т.н., проф.

Стаття надійшла до редакції 21.04.2017

УДК 621.922

Т.Є. Божко, Т.Н. Гальчук

Луцький національний технічний університет

ВПЛИВ РЕЖИМІВ РІЗАННЯ НА РОЗМІР ЧАСТОК ПРИ ШЛІФУВАННІ ШХ15

В роботі розглянуто питання впливу режимів різання на розмір часток при плоскому та круглому шліфуванні. Досліджено залежність розміру часток від діаметра шліфувального круга та заготовки.

Ключові слова: шліфування, режими різання, форма часток

Т.Е. Божко, Т.Н. Гальчук

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ РЕЗАНИЯ НА РАЗМЕР ЧАСТИЦ ПРИ ШЛИФОВАНИИ

В работе рассмотрен вопрос влияния режимов резания на размер частиц при плоском та круглом шлифовании. Исследована зависимость размера частиц от диаметра шлифовального круга и заготовки.

Ключевые слова: шлифование, режимы резания, форма частиц

T.E. Bozhko, T.N. Halchuk

INFLUENCE OF MODES OF CUTTING ON THE SIZE OF PARTICLES AT GRINDING

In a robot the question of influencing of the cutting modes is considered on the size of particles at the external and internal cylinder polishing. The dependence of particle size on the diameter of the grinding wheel and workpiece.

Keywords: grinding, cutting parameters, shape of the particles

Постановка проблеми. Будь-яке виробництво, пов'язане з обробкою металів, стикається з проблемою утилізації відходів. На підприємствах машинобудування та металургії, що здійснюють обробку металів, що місяця утворюються тисячі тонн металомістких шламів. Особливо складний за складом шліфувальний шлам, який являє собою суміш дрібної металевої стружки, абразиву, технічних олів, змащувально-охолоджуючих рідин (ЗОР) і т. д. Отримання порошків із шліфувальних шламів є яскравим прикладом ресурсозберігаючих та природоохоронних технологій. Порошки, які отримані із шліфувальних шламів швидкоріжучих, інструментальних, високолегованих, підшипникових сталей, застосовують для виготовлення деталей конструкційного призначення.

Відомо, що при будь-якому процесі різання матеріалів утворюються стружки, форма, розміри і фізико механічні властивості яких залежить від великої кількості факторів: марки матеріалу, режимів різання, складу змазуючо-охолоджувальної рідини, стану технологічної системи і т. п. З практичної точки зору постає питання прогнозування розміру та форми часток стружки з метою подальшої утилізації та переробки промислових відходів машинобудівного виробництва.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. В літературі описано декілька технологічних схем утилізації шліфувальних шламів підшипникового виробництва [1,2] з метою отримання з них порошків сталі ШХ15. Безпосереднє використання таких порошків ускладнюється у зв'язку з їх незадовільними фізико-механічними та технологічними властивостями: форма часток має дендритну, розгалужену структуру, підвищену твердість. Порошки володіють низькою насипною густиною і текучістю.

Невирішені частини проблеми. На сьогоднішній день є великі потенційні можливості використання вторинних ресурсів. Реалізація цих можливостей стримується недостатньою технологічною та конструкторською підготовкою специфічних операцій переробки відходів. Для успішного використання промислових та побутових відходів необхідно дослідити шліфувальні шлами з точки зору їх фізичних властивостей.

Тому, доцільно розглянути вплив режимів різання при плоскому та круглому шліфуванні на форму і розмір часток.

Метою роботи є дослідження впливу режимів різання на розмір часток при плоскому та круглому шліфуванні.

Основні результати дослідження. На рис. 1 наведена форма часток порошку сталі ШХ15, що отримані при шліфуванні підшипникових кілець на АТ "СКФ Україна". Форма часток визначалася методом оптичної мікроскопії. Видно, що у першому наближенні форму часток можна моделювати паралелепіпедом.

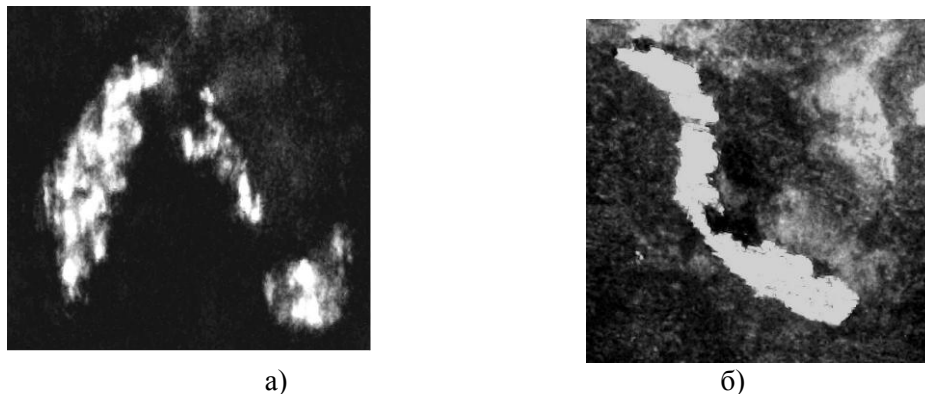


Рис. 1. Форма часток сталі ШХ15 після магнітної сепарації: а – шліфування загартованих заготовок, б – шліфування “сирих” заготовок

Було проведено експериментальні дослідження впливу повздовжньої подачі на діаметр часток при круглому та плоскому шліфуванні. Результати досліджень показано на рис.2.

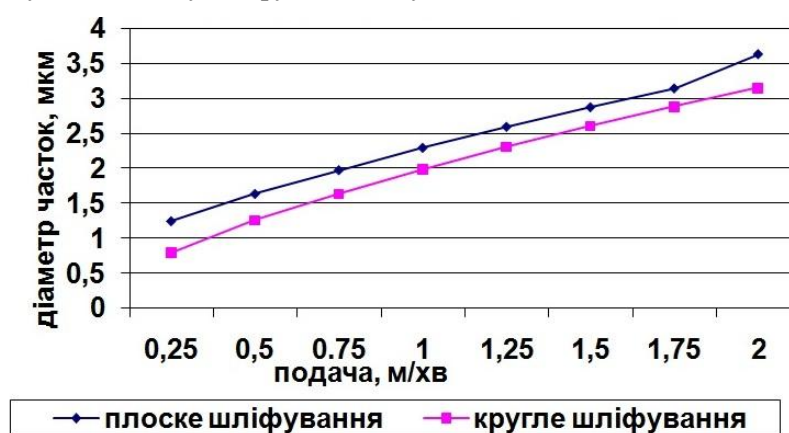


Рис. 2. Вплив подачі на діаметр часток

Із результатів дослідження випливає, що із збільшенням повздовжньої подачі зростають розміри часток. Так при повздовжній подачі 0,5м/хв розмір часток становить 1,3мкм при круглому шліфуванні, а при подачі 1,5 м/хв – 2,65 мкм. При плоскому шліфуванні результати вищі на 15%.

Було досліджено вплив глибини різання на діаметр часток (рис.3).

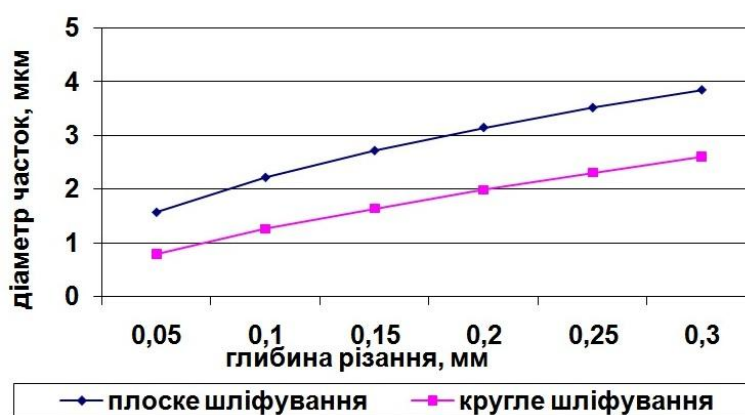


Рис. 3. Вплив глибини різання на діаметр часток

Розгляд експериментальних результатів показує, що збільшенням глибини різання зростає розмір часток із 0,79 мкм до 2,6 мкм при круглому шліфуванні та з 1,5мкм до 3,7мкм при плоскому шліфуванні.

Було проведено дослідження залежності розміру часток від діаметра круга при плоскому шліфуванні (рис.4).

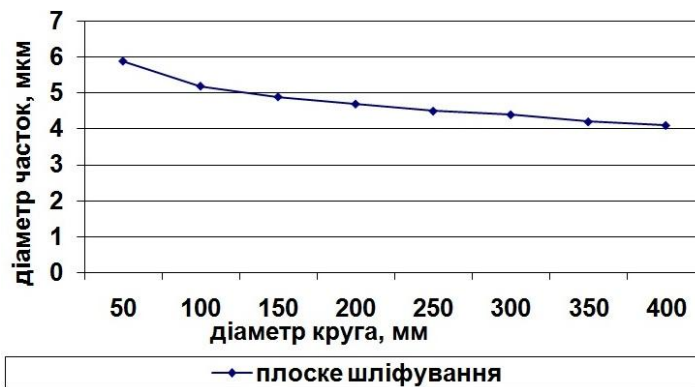


Рис. 4. Вплив розміру шліфувального круга на діаметр часток

Отримані результати свідчать, що застосування шліфувальних кругів більшого діаметра призводить до пониження розміру часток. Так при діаметрі шліфувального круга 100мм спостерігалось розмір часток 5,2мкм при плоскому шліфуванні, а при діаметрі 400мм – 4,1мкм, що свідчить про зниження розміру на 20%.

На рисунку 5 показано залежність діаметра часток від розміру заготовки.

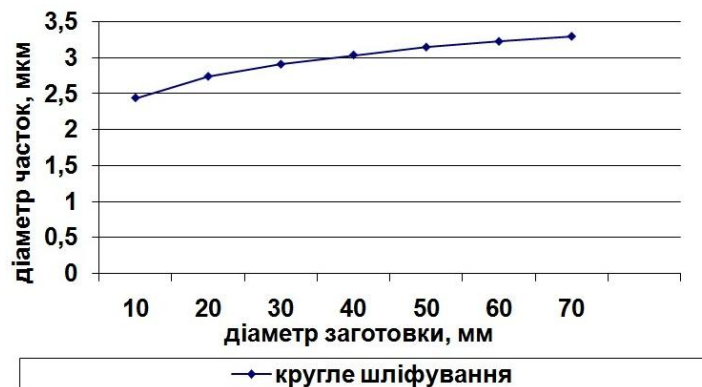


Рис. 5. Вплив розміру заготовки на діаметр часток

Із результатів дослідження випливає, що із збільшенням розміру заготовки зростають розміри часток. Так при фінішній обробці круглої заготовки діаметром 20мм розмір часток становив 2,8мкм, а при обробці заготовки діаметром 60мм – 3,2мкм.

В дослідженні наводяться максимальні розміри часток як при круглому так і при плоскому шліфуванні.

Висновки. Проведені дослідження свідчать про вплив режимів різання на розмір часток при плоскому та круглому шліфуванні. У процесі обробки деталей абразивними інструментами розмір шліфувального шламу змінюється в залежності від повздовжньої подачі та глибини різання. Розміри шліфувального круга та заготовки також впливають на форму і розмір часток.

Із результатів дослідження випливає, що із збільшенням повздовжньої подачі та глибини різання зростають розміри часток як при плоскому так і при круглому шліфуванні. Отримані результати свідчать, що застосування шліфувальних кругів більшого діаметра призводить до пониження розміру часток при плоскому шліфуванні, а збільшення розміру заготовки призводить до зростання розміру часток при круглому шліфуванні. Спостерігається незначне збільшення розміру часток при плоскому шліфуванні, ніж при круглому при однакових режимах різання.

Отже, якщо потрібно отримати частки більшого розміру, то застосовуємо підвищену повздовжню подачу та глибину різання, ніж для отримання часток меншого розміру.

Список використаних джерел:

1. Спосіб отримання металевого порошку зі шламових відходів підшипникового виробництва: Деклараційний патент 63558. Україна. 7 В22F9/04/ В.Д. Рудь, Т.Н. Гальчук, О.Ю. Повстяною - № 2003054065; Заявл. 06.05.2003; Опубл. 15.01.2004, Бюл. №1.-4с.
2. Рудь В.Д., Гальчук Т.Н., Повстяной О.Ю. Использование отходов подшипникового производства в порошковой металлургии // Порошковая металлургия, - 2005.- № 1/2 – с.106-112.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 620

К.А. Бондар, Н.П. Зайчук*Луцький національний технічний університет***АНАЛІЗ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ТЕРМОІЗОЛЯЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ У ХОЛОДИЛЬНОМУ ОБЛАДНАННІ**

Проведений аналіз існуючих термоізоляційних матеріалів, з'ясовані проблеми, що виникають при їх використанні у різних сферах та при виготовленні холодильного обладнання.

Ключові слова: термоізоляція, теплоізоляційні матеріали, корпус холодильника, полімеризація

К.А. Бондарь, Н.П. Зайчук*Луцкий национальный технический университет***АНАЛИЗ СВОЙСТВ И ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМОИЗОЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ХОЛОДИЛЬНОМ ОБОРУДОВАНИИ**

Проведенный анализ существующих теплоизоляционных материалов, выяснены проблемы, возникающие при их использовании в строительстве и при изготовлении холодильного оборудования.

Ключевые слова: термоизоляция, теплоизоляционные материалы, корпус холодильника, полимеризация

K.A. Bondar, N.P. Zaychuk*Lutsk National Technical University***ANALYSIS OF PROPERTIES AND MATERIALS INSULATION IN REFRIGERATION EQUIPMENT**

The analysis of existing insulating materials, clarified problems encountered when using them in different areas and in the manufacture of refrigeration equipment.

Keywords: insulation, insulation materials, building refrigerator, polymerization

Постановка проблеми. Однією із галузей по використанню теплоізоляційних матеріалів є виготовлення холодильних камер, вітрин, столів, тощо. Сьогодні в якості таких матеріалів використовують пінопласт, пінополіуретан, мінеральну вату і ін. Їх поставляють у вигляді листів, які в подальшому необхідно різати, фрезерувати, вони неекологічні, мають високий коефіцієнт теплопровідності, погану адгезію або її відсутність. Часто доводиться стикатися із невідповідністю розмірів під час збирання холодильника. Для полімеризації піни потрібно великий проміжок часу, що призводить до простою на виробництві, небажаних витрат, які потім входять у вартість виробу.

Теплоізоляційні матеріали, які використовуються у холодильному обладнанні, повинні відповідати наступним вимогам:

- низький коефіцієнт теплопровідності;
- невелика маса;
- мала гігроскопічність (здатність матеріалу поглинати водяні пари з повітря в результаті адсорбції);
- вологостійкість;
- вогнестійкість;
- довговічність;
- ціна;
- відсутність запахів.

Актуальним питанням є переробка вторинної сировини: переробка пластику, металу, паперу, деревини та ін.. Однією із причин використання таких матеріалів є відносно нижча вартість, а також безпечність для навколишнього середовища.

Тому перед науковцями постає питання дослідження нових матеріалів, а також вдосконалення існуючих, які б відповідали цим вимогам.

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

Постановка завдань. Метою роботи було дослідити уже існуючі термоізоляційні матеріали, знайти альтернативу та розробити матеріал для застосування у холодильному обладнанні, який

відповідав би експлуатаційним вимогам, необхідними для ізоляції теплового потоку такого роду установок, обладнання, тощо.

Викладення основного матеріалу. Всі теплоізоляційні матеріали поділяються на органічні та неорганічні. Останні характеризуються низькою теплопровідністю, високою вогнестійкістю, низькою гігроскопічністю, стійкістю щодо загнивання. Їх використовують для утеплення будівельних конструкцій, ізоляції гарячих чи холодних поверхонь промислового обладнання і трубопроводів.

Одним із таких матеріалів є мінеральна вата. Сировиною можуть бути такі гірські породи, як доломіт, вапняк, мергель, базальт, шлак, зола. Технологія виготовлення полягає у плавленні сировини та отриманні волокон. Розплав відбувається у шахтних печах-вагранках, у ванних печах. Волокноутворення відбувається відцентровим способом, дуттям. Застосовують мінеральну вату у вигляді гранул для засипки, для виготовлення матів, повсті, жорстких чи напівжорстких плит, шкаралуп, сегментів [1].

Спучений вермикуліт – сипкий теплоізоляційний матеріал, отриманий шляхом подрібнення і короткотривалого випалювання протягом 3...5 хвилин природного вермикуліту. Вермикуліт – складний алюмосилікат магнію, продукт видозміни слюд, в основному біотиту. У процесі випалювання при температурі 800...1000 °С вермикуліт спучується, збільшуючись у об'ємі в 20 разів і більше. Спучений вермикуліт має високу пористість, малу густину, низьку теплопровідність і високу температурну стійкість. Насипна густина його залежить від умов випалювання і розмірів зерен.

Випалюють вермикуліт у шахтних або обертових печах. Найефективніший спосіб випалювання – у зваженому стані. Спучений вермикуліт сортують на фракції за крупністю зерен і за насипною густиною і запаковують у щільні паперові мішки. Зберігають вермикуліт у критих приміщеннях, не допускаючи зволоження, розпилення, забруднення, ущільнення. Висота складування вермикуліту у м'якій тарі не повинна перевищувати 1,5 м.

Таблиця 1.

Показники фізико-механічних властивостей спученого вермикуліту

Марка	Насипна густина, кг/м ³	Коефіцієнт теплопровідності, Вт/(мК), при температурі	
		20...30 °С	320...330 °С
100	100	0,064	0,151
150	150	0,07	0,157
200	200	0,076	0,162

Спучений вермикуліт – прекрасний теплоізоляційний матеріал. Його застосовують як засипку при температурі ізолюючих поверхонь від мінус 260 до плюс 1100 °С. Вермикуліт застосовують для виготовлення теплоізоляційних виробів – додаючи в'язучі речовини формують плити, шкаралупи, сегменти. Температурна стійкість виробів зі спученого вермикуліту залежить від в'язучої речовини: вироби на основі портландцементу мають температуростійкість до 1000 °С, на основі глини з додаванням крохмалю – до 900 °С, на основі полімерних в'язучих – не вище 200 °С. Спучений вермикуліт застосовують як заповнювач для легких бетонів і для приготування штукатурних теплоізоляційних розчинів.

Перліт – кремнеземиста гірська порода вулканічного походження при короткотривалому випалюванні подрібненого перліту при температурі 700...1200 °С отримується пористий матеріал у вигляді піску чи щебеню – спучений перліт. Окрім перліту сировиною можуть бути і інші вулканічні породи, які відносяться до групи вулканічних стекл. Загальною властивістю сировини усіх видів, що забезпечує спучення, є вміст води.[2]

Пінополіуретан (ППУ) – теплоізоляційний і гідроізоляційний матеріал, що має малу вагу і відмінну міцність, своєрідну структуру, завдяки якій має найменший коефіцієнт теплопровідності у порівнянні з іншими теплоізоляційними матеріалами.

ППУ – різновид пластмас з комірчастою структурою. У відповідності до своїх властивостей, пінополіуретан визнаний у всьому світі полімером номер один. Це – ізоляційний матеріал з низьким коефіцієнтом теплопровідності, в якому тільки 3% від обсягу ППУ складає твердий матеріал, що представляє каркас з ребер і стінок, решта 97% складають закриті пори, заповнені ізоляційними газами і повітрям, які є поганим провідником тепла. ППУ – це двокомпонентна суміш, яка складається з:

- поліольного компонента (компонента «А»), що містить поліоли, каталізатори, стабілізатори, спінювач і антипірени;
- ізоціанатного компонента (компонента «Б»).

В результаті синтезу компонента А і компонента Б (обидві речовини є похідними нафти) отримують пінополіуретан, а за рахунок зміни складу та режимів переробки вдається отримати великий асортимент кінцевих продуктів – від м'яких еластичних матеріалів до жорстких і твердих, з різними густиною і фізико-механічними параметрами.

ППУ має високий ступінь зчеплення з різними будівельними матеріалами такими як: цегла, метал, деревина, штукатурка і т.п. Це матеріал стійкий до кислотних і лужних середовищ, не схильний до гниття, цвілі, його не пошкоджують гризуни, не впливає на фізіологію людини, що підтверджують сертифікати видані ФС по нагляду у сфері захисту прав споживачів і благополуччя людини.

Поліуретанова піна – теплоізоляційний матеріал, який дозволяє покривати поверхні будь-якої складності і форми, повторюючи в точності конструкцію і отримуючи покриття без єдиного стику з високим ступенем вологостійкості, перешкоджаючи утворенню корозії. Гарантований термін служби ППУ від 25 років.

Розрізняють наступні види пінополіуретанів: жорсткий, еластичний і інтегральний. Головними споживачами еластичних ППУ виступає меблева промисловість і машинобудування; жорстких ППУ систем – будівництво, холодильна техніка, кораблебудування [3].

Залежно від складу речовин, з яких виконані теплоізоляційні матеріали, виникають різні реакції на ізольовані поверхні, навколишнє середовище, організм людини або тварини. Більшою мірою це відноситься до органічних утеплювачів. В ряді випадків необхідно враховувати шкідливість речовин, які можуть виділятися при пожежі або зволоженні.

Теплоізоляційні матеріали при зволоженні або високій температурі можуть викликати корозію ізолюючої металевої поверхні. Корозія також може виникнути при застосуванні зволоженою мінеральної вати, отриманої зі шламів з високим вмістом сірки, за рахунок виділення з неї сірчистого ангідриду, який при з'єднанні з водою дає слабкий розчин сірчаної кислоти. Таку мінеральну вату або вироби з неї не можна застосовувати для конструкцій, що зазнають зволоження.

Теплоізоляційні матеріали, що містять фенол, можуть впливати на навколишнє середовище шляхом виділення запахів при експлуатації. Матеріали, що виділяють запах, не застосовують у житлових приміщеннях, харчових холодильниках і т. д. При нанесенні ізоляції, що виділяє шкідливі речовини, роботу виконують в респіраторах або спеціальних масках.

Мінераловатні та скловолонисті матеріали порошать при виготовленні і монтажі. Для зниження запилення до них в процесі виготовлення додають спеціальні присадки: мінеральне масло або емульсол (при виготовленні мінеральної вати і виробів з неї), парафінову емульсію (при виготовленні скляного волокна або виробів з нього) [4].

Для високотемпературної теплоізоляції різних промислових печей і теплових агрегатів використовують волонисті керамічні матеріали – алюмосилікатні волокна, що мають високу міцність, термічну стійкість і малу теплопровідність. Волонисті керамічні матеріали здатні в порівнянні із кремнеземними (близькими за властивостями) матеріалами довгостроково витримувати температури 1650...1700°C, не бояться домішок і володіють в 2...2,5 рази вищою міцністю. Основними недоліками, що стримують застосування волонистих матеріалів, є низькі міцність і корозійна стійкість і помітне пилоутворення, що вимагає використання спеціальних об'ємних і поверхневих покриттів (високотемпературні корозійностійкі терморегулювальні покриття). Керамічні вогнетривкі вироби одержують відливом з розплаву або відпалом мінеральної суміші. Більшість керамічних вогнетривких виробів (вогнетривів) – це кераміка на основі SiO_2 , Al_2O_3 , Mg, ZrO_2 , Be, ThO_2 , а також на основі Si, Si_3N_4 й інших безкисневих з'єднань.

Скловолонко – волонистий матеріал, одержуваний з розплавленої скломаси. Найбільш широко застосовується безлужне алюмоборосилікатне Е-скло, а також високоміцне скло на основі оксидів: SiO_2 , Al_2O_3 , Mg. Діаметр скловолонки коливається від 0,1 до 300 мкм. Форма перетину може бути у вигляді кола, квадрата, прямокутника, трикутника, шестикутника. Випускаються й порожнисті волокна. За довжиною волонко поділяється на шпательне (від 0,05 до 2...3 м) і безперервне. Скловолонко має високі тепло -, електро - і звукоізоляційні властивості, воно термо- і хімічно стійке, негорюче, не гниє. Поверхню скляних волонк під час транспортування й різних видах перероблення замаслюють для запобігання стиранню, тому що від стану поверхні волонк залежить їхня міцність. Зі скловолонки виготовляють скловату, тканини й сітки, а також неткані

матеріали у вигляді джгутів і полотен, скломатів. Скловата – матеріал зі скляних волокон, діаметр яких для виготовлення теплоізоляційних виробів не повинен перевищувати 21 мкм. Структура вати повинна бути пухкою – кількість пасм, що складаються з паралельно розміщених волокон, не більше 20% за масою. Скляну вату з безперервного волокна застосовують для виготовлення теплоізоляційних матеріалів і виробів при температурах ізолюваних поверхонь від мінус 200 до плюс 450°C. Скломати (АСІМ, АТІМС, АТМ-3) – матеріали, що складаються зі скловолокон, розміщених між двома шарами склотканини або склосітки, прошитої склонитками. Вони застосовуються при температурах 60...600°C як армуючі елементи у композиційних матеріалах. Склоруберойд і скловойлок – рулонні матеріали, одержувані шляхом двостороннього нанесення бітумної (біту - багатовимої або бітумно-полімерної) в'язкої речовини, відповідно на скловолокнисте полотно або скловойлок і покриті з одного або двох боків суцільним шаром посипки. Сполучення біостійкої основи й просочення з підвищеними фізико-механічними властивостями дозволяють досягти довговічності для склоруберойду близько 30 років. Залежно від виду посипання, що запобігає злипанню при зберіганні в рулонах, і призначення склоруберойд випускають таких марок: С-РК (із грубозернистим посипанням), С-РЧ (з лускатим посипанням), С-РМ (з пилоподібним або дрібнозернистим посипанням). Застосовують руберойд-рубейойд-стек-рубейойд для верхнього й нижнього 105 шарів покрівельного килима й для обклеювальної гідроізоляції. Гідросклоізол – гідроізоляційний рулонний матеріал, призначений для гідроізоляції залізобетонних виробів тунелів (марка Т), пролітних будов мостів, шляхопроводів й інших інженерних конструкцій (марка М). Гідросклоізол складається зі склооснови (тканої або нетканої сітківки, дубльованої склополотном), покритої по обидва боки шаром бітумної маси, у яку входять бітум, мінеральний наповнювач (близько 20%) з меленим тальком, магнезитом, а також пластифікатором. Відрізняється, крім високої водонепроникності, гарними міцнісними показниками при розтяганні в поздовжньому напрямку. Він витримує розривне навантаження при вищій категорії якості 735 Н. Теплостійкість – 60...65°C, температура крихкості – від мінус 20 до мінус 10°C. Гідросклоізол наклеюють без застосування мастик – рівномірним плавленням (наприклад, використовуючи полум'я газового пальника) його поверхні. Піноскло (комірчасте скло) – комірчастий матеріал, одержуваний спіканням тонко здрібненого скляного порошку й пороутворювача. Виробляють зі скляного бою або використовують ті самі сировинні матеріали, що й для виробництва інших видів скла: кварцовий пісок, вапняк, соду й сульфат натрію. Пороутворювачами можуть бути кокс і вапняк, антрацит і крейда, а також карбід кальцію й кремнію, що виділяють при спіканні вуглекислий газ, який утворює пори. Піноскло має специфічну будову – у матеріалі стінок великих пор (0,25...0,5 мм) утримуються дрібні мікропори, що обумовлює малу теплопровідність (0,058...0,12 Вт/(м·К) при досить великій міцності, водостійкості й морозостійкості. Пористість різних видів піноскла становить 80...95%; щільність – 150...250 кг/м³; міцність – 2...6 МПа. Має високі тепло- і звукоізоляційні властивості. Піноскло – горючий матеріал з високою (до 600°C) теплостійкістю. Легко обробляється (пиляється, шліфується); воно добре склеюється, наприклад, із цементними матеріалами. Плити з піноскла застосовують для теплоізоляції огорож конструкцій будинків (стін, перекриттів, покрівель й ін.), у конструкціях холодильників (ізоляція поверхонь із температурою експлуатації до 180°C), для декоративної обробки інтер'єрів. З піноскла з відкритими порами виготовляють фільтри для кислот і лугів. Склопор одержують шляхом грануляції й спучування рідкого скла з мінеральними добавками (крейдою, меленим піском, золою ТЕС й ін.). У сполученні з різними зв'язуючими речовинами склопор використовують для виготовлення штучної, мастичної і заливальної теплоізоляції. Найбільш ефективно застосування склопору в ненаповнених пінопластах, тому що введення його в пінопласт дозволяє знизити витрати полімеру й значно підвищити вогнестійкість теплоізоляційних виробів. Армоване скло – конструкційний виріб, одержуваний методом безперервного прокату неорганічного скла з одночасним закручуванням усередину листа металеві сітки з відпаленого хромованого або нікельованого сталевого дроту. Це скло має межу міцності при стиску 600 МПа, підвищену вогнестійкість (до 1,3 год), безосколочне при руйнуванні, світлопроникність – більше 60%. Може мати рівну, кутикову або візерункову поверхню, бути безбарвним або кольоровим. Армоване скло застосовують для скління ліхтарів верхнього світла, віконних плетін, облаштування перегородок, сходових маршів та ін.

Піношлакосітал – спінений шлакосітал із комірчастою структурою. Ефективний теплоізоляційний матеріал з незначним водопоглинанням і малою гігроскопічністю. Робочі температури – до 750°C. Піношлакосітали використовують для утеплення стін і звукоізоляції приміщень, а також для ізоляції трубопроводів теплотраси й промислових печей. У

машинобудуванні сітали застосовують для виготовлення підшипників, деталей двигунів, труб, жаростійких покриттів, лопат компресорів, точних калібрів металорізальних верстатів, метрологічних мір довжини, фільтр для витягування синтетичного волокна, абразивів для шліфування; у хімічному машинобудуванні – пар тертя, плунжерів, деталей хімічних насосів, реакторів, мішалок, запірних клапанів. Радіо- й електротехнічні сітали використовуються для виготовлення підкладок, оболонок, плато, сітчастих екранів, антенних обтічників й ін., а також як жаростійкі покриття для захисту металів від дії високих температур. Фототехнічні сітали застосовуються для виготовлення сітчастих екранів телевізорів, коліматорів світла, дорожніх знаків, дзеркал телескопів, для заміни фотоемулсій діапозитивів, на шкалах приладів й ін. Розподільна здатність і якість зображення у фотосіталів вищі, ніж у звичайних фотоемулсій.

Фіброліт – штучний деревний матеріал, що виготовляється з деревної шерсті і неорганічної в'язучої речовини, частіше за все портландцементу (цементний фіброліт). Щільність цементно-фібролітових плит – 250...500 кг/м³. Залежно від щільності цементний фіброліт випускають трьох марок: Ф-300, Ф-400, Ф-500. Характеристики фіброліту залежать від його щільності і товщини виробу (плит). Так, межа міцності при вигині фібролітової плити Ф-400 завтовшки 75 мм становить 0,7 МПа. Модуль пружності при вигині – 300...500 МПа. Теплопровідність цементно-фібролітових плит 0,08...0,1 Вт(м·К). Водопоглинання – 35...45%. Вологість повинна бути не більше 20% (за масою). Фіброліт належить до біостійких важкоспалюваних матеріалів. Фіброліт марки Ф-300 застосовують як теплоізоляційний матеріал, марок Ф-400 і Ф-500 – конструкційно-теплоізоляційного матеріалу в приміщеннях з відносною вологістю повітря не вище 75%. Цементний акустичний фіброліт марок Ф-400 і Ф-500 у вигляді плит характеризується високим коефіцієнтом звукопоглинання і призначений для акустичної обробки приміщень [5].

Питання «теплоізоляції» постає не лише при проектуванні різних будівель, трубопроводів, а й при виробництві холодильного обладнання. Нажаль, тут проблем більше, навіть, хоча би в тому, що різновид теплоізоляційних матеріалів є набагато менший. Не всі матеріали для теплоізоляції, які використовують при утепленні будинків можна використати у холодильному обладнанні.

Як відомо, холодильник складається із кількох частин: агрегатної частини, в яку входять комплектуючі, що дозволяють виробу працювати, корпусу та обшивки. Саме від корпусу залежить, наскільки холодильник зможе підтримувати необхідну температуру. На даний час в якості ізолюючого матеріалу використовують пінопласт, пінополіуретан, мінеральну вату та ін.. З розгляду технологій виготовлення корпусу для холодильного обладнання, можна виділити велику кількість недоліків і проблем як у самому матеріалі, так і в технології його нанесення на корпусні деталі.

Сьогодні споживач хоче отримати продукт швидко, якісно і дешево. При виготовленні холодильника проблемною операцією є нанесення теплоізоляції. В якості використання мінеральної вати чи пінопласту, необхідно піддавати листи чи мати додатковим операціям: порізки, фрезеруванню, для чого необхідно витратити певний час. Після чого дані напівфабрикати потрібно закріпити, приклеїти до корпусних деталей, і зібрати корпус. Відповідно необхідно задіяти і пилку для порізки листів на заготовки, і фрезерний станок, для обслуговування яких потрібні робітники певної кваліфікації. У вартість холодильника, за яку готовий платити клієнт, нажалі не входять дані витрати ресурсів, часу. Деякі виробники відмовились від такої великої кількості операцій і почали застосовувати пінополіуретан. Звичайно це дозволило полегшити збирання корпусу, оскільки даний матеріал має високу адгезію як з металом, так і пластиками. Зникли операції склеювання чи заклепування між собою корпусних деталей. Але при цьому з'явилися нові проблеми. Для заливки піни поліуретану необхідно проектувати пристосування, оскільки даний матеріал здатний розбухати, що в свою чергу призводить до неточності розмірів, які в свою чергу впливають на якість збирання холодильника.

Ще одним із недоліків застосування поліуретану є його полімеризація, яка супроводжується простоями у виробництві. Також, як відомо, поліуретан є шкідливим для здоров'я. Екологічність у цьому питанні є досить актуальною. Тому, у цьому напрямку теплоізоляційних матеріалів є широке поле розвитку. Тут необхідний матеріал, який мав би досить просту технологію нанесення, високу адгезію до металу, пластику, був екологічним і піддавався вторинній переробці, мав невелику масу і низький коефіцієнт теплопровідності.

Загальне порівняння різних видів теплоізоляції вказано в таблиці 2.

Таблиця 2

Порівняльна характеристика найбільш поширених теплоізоляційних матеріалів

Теплоізоляція	Коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м·К)	Густина, кг/м ³	Переваги	Недоліки
Мінеральна вата	0,038...0,06	75...150	Не горить, хімічно стійка	Висока вартість, необхідність захисту від вологи, трудомістка під час укладання
Перліт	0,043...0,053	100	Не горить, не гніє, стабільність до перепадів температур	Високе водопоглинання
Скловата	0,05	130	Висока водонепроникність, високі міцнісні характеристики, вогнестійка	Малий термін експлуатації, підвищена ламкість волокон
Пінополіуретан	0,022	40	Довговічність, біологічно стійкий, незначна вага, висока адгезія до інших матеріалів	Неможливість роботи з холодними поверхнями, після терміну служби є необхідність спеціальної утилізації

Одним з останніх винаходів у галузі екологічних теплоізоляційних матеріалів є «дерев'яний» пінопласт. У будівництві вже використовують утеплювач з деревної вати. Однак, вона швидко піддається процесам старіння, вбирає вологу, розшаровується і деформується.

Спінена деревина своїми ізоляційними параметрами абсолютно не поступається синтетичним теплоізоляційним матеріалам. До властивостей спіненої деревини відносяться:

- гідрофобність (відштовхує молекули води);
- низька теплопровідність;
- низька вага;
- міцність;
- стійкість до впливу високого тиску;
- утримує форму протягом тривалого часу.

Для виробництва матеріалу легко можуть використовуватися відходи лісопереробки. Загалом, підходить будь-яка деревина або її кора. Її подрібнюють до в'язкого стану. Отримана суспензія спінується за допомогою спеціального газу. Завдяки природним властивостям целюлози матеріал почне укріпляти. Коли маса застигає, з неї формують блоки або листи по заданих параметрах. Головний плюс виробництва – нешкідлива утилізація і поновлювані запаси сировини. Розробники говорять про можливість вторинної переробки спіненої деревини. Але навіть якщо це не буде користуватися попитом, то утилізація матеріалу не вимагає великих витрат і безпечна. За рахунок стійкості до механічних впливів матеріал не руйнується під власною вагою. Це забезпечує його довговічність.

Сфера застосування спіненої деревини в теорії досить велика. Але глобальне впровадження нового матеріалу вимагає часу.

Висновки. В статті розглянуто характеристики найбільш поширених термоізоляційних матеріалів, їх технології виготовлення, проблематику при використанні у холодильному обладнанні. З'ясовані властивості, які необхідні для термоізоляційного матеріалу для зменшення теплового потоку у холодильниках.

Список використаних джерел:

1. Низкотемпературные холодильные установки. Front Cover · В.И. Канторович, В.Д. Вайнштейн. Рипол Классик, 1972 – Technology & Engineering - 352с.
2. Высокопористые материалы: Структура и тепломассоперенос: монография / А. Д. Жуков; М-во образования и науки Рос. Федерации, Моск. гос. строит. ун-т. Москва: МГСУ, 2014 – 208 с.
3. Конструкції будинків і споруд. Теплова ізоляція будівель: ДБН В.2.6-31-2006: затв. Міністерством будівництва, архітектури та житлово-комунального господарства 09.09.2006: на заміну СНиП II-3-79: чинні від 01.01.2007. – К. : Міністерство будівництва, архітектури та житлово-комунального господарства, 2006. – 70 с.
4. Промисловий потенціал України: проблеми та перспективи структурно-інноваційних трансформацій / Відпов. Ред.: канд. екон. наук Ю. В. Кіндзерський. – К.: Ін-т економіки та прогнозування НАН України, 2007. – 408 с.
5. Будник А.Ф., Юсакєв В.Б., Будник О.А. Б–90 Неметалеві матеріали в сучасному суспільстві: Навчальний посібник.- Суми: Вид-во СумДУ, 2008. -222 с.
6. Экология и безопасность в техносфере: современные проблемы и пути решения: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции 27-28 ноября 2013 года/ Коллектив авторов. – М. – Берлин: Директ-Медиа, 2015. –443с.

Рецензент

Гусачук Дмитро Анатолійович, к.т.н., доцент каф. Матеріалознавства, Луцький НТУ

Стаття надійшла до редакції 05.05.2017

Б.П. Валецький

Луцький національний технічний університет

**СУЧАСНІ ПРИНЦИПИ ПОБУДОВИ КОНТЕЙНЕРНИХ МАЙДАНЧИКІВ СКЛАДСЬКИХ
ТЕРМІНАЛІВ**

У цій статті аналізуються питання побудови контейнерних майданчиків складських терміналів. Контейнерні майданчики являють собою важливу частину контейнерних терміналів, разом з ділянками навантаження-вивантаження контейнерів з різного виду транспорту, завантаження і розвантаження вантажів з контейнерів, критими складами і т.д. Незважаючи на те, що спосіб складування контейнерів - однаковий на всіх майданчиках (штабелювання), можливо багато варіантів технічних рішень за способами формування штабелів і застосування підйомно-транспортного обладнання.

Ключові слова: контейнер, штабель, термінал, автотранспортувач, кран, ємність.

Б.П. Валецький**СОВРЕМЕННЫЕ ПРИНЦИПЫ ПОСТРОЕНИЯ КОНТЕЙНЕРНЫХ ПЛОЩАДОК
СКЛАДСКИХ ТЕРМИНАЛОВ**

В этой статье анализируются вопросы построения контейнерных площадок складских терминалов. Контейнерные площадки представляют собой важную часть контейнерных терминалов, вместе с участками погрузки-выгрузки контейнеров с различного транспорта, загрузки и разгрузки грузов из контейнеров, крытыми складами и т.д. Несмотря на то, что способ складирования контейнеров - одинаковый на всех площадках (штабельный), возможны многочисленные варианты технических решений по способам формирования штабелей контейнеров и применяемому подъемно-транспортному оборудованию.

Ключевые слова: контейнер, штабель, терминал, автопогрузчик, кран, ёмкость.

B. Valetsky**MODERN PRINCIPLES OF CONSTRUCTION OF CONTAINER PLANTS OF WAREHOUSE
TERMINALS**

There are many options of container yard stock dispositions and mechanical handling equipment. These variants are considered and analyzed at this article with technical and economical justifications.

Key words: container, stack, terminal, auto-loader, the crane, capacity.

Постановка проблеми. Створення сучасного пакувального виробництва неможливо без використання передових світових досягнень науки і техніки. Основою такого процесу є всебічна і комплексна автоматизація процесів від ідеї створення продукту, його пакування і постачання, аналізу його використання з метою поліпшення та постійного контролю якості. Проектування таких систем вимагає глибокого розуміння мети їх створення, змісту завдань і принципів ефективного використання, а також дуже важливо визначитися з основними методологічними позиціями. Тому важливу роль відіграє в даній системі транспортне обладнання, завданням якого є безперервна робота системи [1].

Контейнерні майданчики служать для зберігання заповнених та порожніх контейнерів в очікуванні їх відправки з вантажного терміналу. Основні вимоги до конструкції та технології роботи контейнерних майданчиків полягають у тому, щоб вони забезпечували щільне складування контейнерів, займали мінімально можливу площу на терміналі та забезпечували повний доступ штабелерів до потрібних контейнерів при їх видачі з терміналу на різноманітний транспорт (без переміщення інших контейнерів) та мінімальні витрати на вантажно-розвантажувальні, транспортні і складські операції.

При розміщенні товарів часто неефективно використовується місткість складу, відсутні регламентовані методи прийняття рішення про розміщення товарів; товар може хаотично складуватися в зоні підлогового зберігання, оптимізація розміщення товарів на складі не проводиться. Всі перераховані проблеми відносяться до організаційних. Основними інформаційними проблемами розміщення є відсутність обліку в інформаційній системі пересувань товару на складі, фіксування термінів придатності, партій, серій та інших характеристик, що впливають на послідовність відбору, а отже і на розміщення товарів на складі [2].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Відомо, що контейнери зберігають на складах в штабелях, так як вони мають міцну конструкцію і можуть розміщуватись один на одного більше ніж у 5 ярусів у висоту. Штабельне зберігання контейнерів може бути досить різноманітне як за формою та параметрами штабеля, так і за штабелерами, які використовуються (рис. 1).

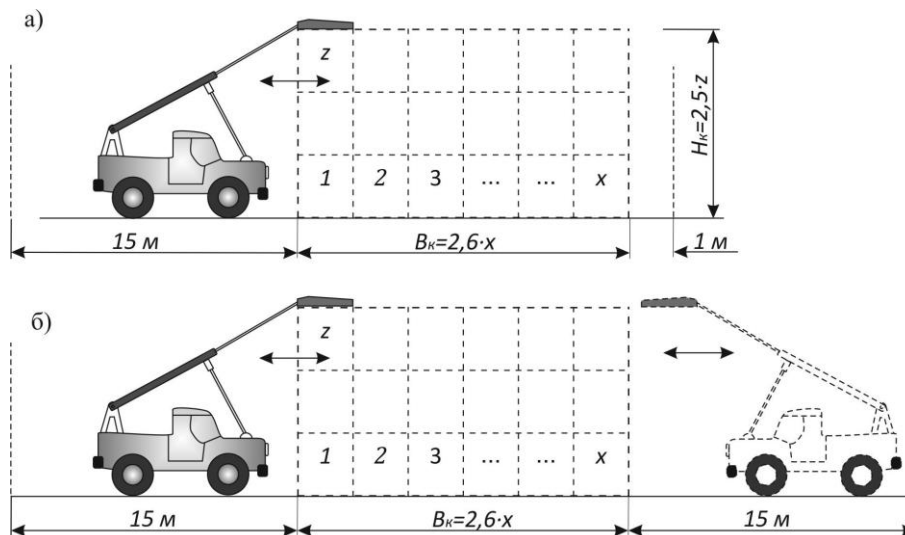


Рис. 1. Автонавантажувачі: а) – з висувною крановою стрілою; б) – з фронтальним вилковим вантажозахватом

Блоковий односторонній штабель (рис. 2, а) характеризується прямокутною формою поперечного перерізу, тобто у всіх поздовжніх рядах встановлюється однакове число контейнерів за висотою. Штабель обслуговується автонавантажувачем горизонтально з одного бокового проходу. Число контейнерів у глибині штабеля залежить від величини транспортної партії, що накопичується (чим більше транспортна партія, тим ширше може бути штабель).

Якщо не порівнювати число контейнерів у глибину з розмірами транспортної партії, то може знадобитися кілька додаткових перевантажень контейнерів при видачі їх зі штабеля, але натомість площа контейнерного майданчик буде використовуватися більш ефективно, чим більше контейнерів розміщується у глибину (ширину) штабеля. Обслуговувати цей штабель може автонавантажувач з фронтальним вилковим вантажозахватом (АВЗ) або з висувною крановою стрілою (АКС).

Блоковий двосторонній штабель (рис. 2, б) аналогічний односторонньому, але він може обслуговуватися автонавантажувачем горизонтально з двох сторін, з двох поздовжніх проходів. Перевага цього штабеля полягає в тому, що краще забезпечується доступ до контейнерів у штабелі у порівнянні з одностороннім, тобто в ньому можна зберігати менші за розмірами транспортних партій контейнерів, без додаткових перевантажень контейнерів на майданчику. Однак площа контейнерного майданчика при цьому використовується менш ефективно, тому що значна її частина зайнята двома поздовжніми проходами для автонавантажувачів, ширина кожного з яких повинна бути не менше 13-15м.



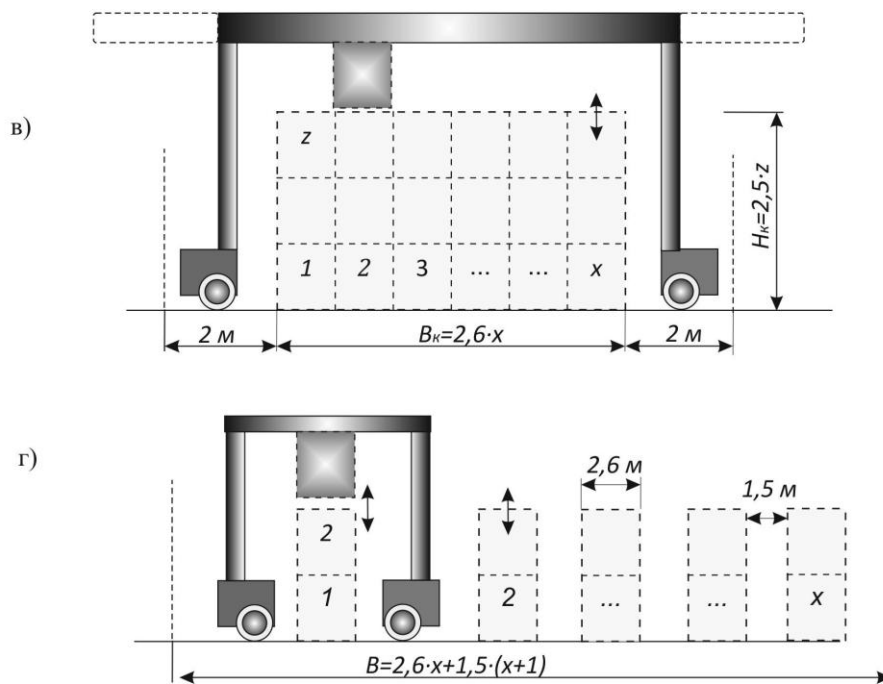


Рис. 2. Схема контейнерних майданчиків з горизонтальною обробкою контейнерів навантажувачами, односторонній (а) і двосторонніми (б) штабелі; з вертикальною обробкою контейнерів рейковими або пневмоколісними кранами, блоковий (в) і рядний (г) складування контейнерів з порталними автонавантажувачами

Обслуговується двосторонній блоковий штабель горизонтально аналогічно автонавантажувачів АВЗ і АКС. Навантажені контейнери зазвичай встановлюються у штабелі навантажувачами АКС в 2-3 яруси у висоту, а порожні - навантажувачами АВЗ в 5-6 ярусів у висоту. Ці автонавантажувачі виготовляють закордонні підприємства Kalmar, SMV, Svetruck (Швеція), Hyster, Meclift (Німеччина), Ferrari, Belotti, Linde (Італія), Terex (Франція), Fantuzzi (Англія) і ін. [3].

Блоковий штабель з вертикальною обробкою контейнерів (рис 2, в.) може обслуговуватися козловим рейковим контейнерним краном (КРК) - за англійською термінологією RMG (Rail-Mounted-Gantry) або безрейковий пневмоколісний безконсольний порталний кран (ПКК) - за англійською термінологією RTG (Rubber-Tyred-Gantry). Пневмоколісні контейнерні крани виготовляють закордонні компанії KRUPP (Німеччина), Case (США), Libherr (Ірландія), Kalmar (Швеція), RTG (Китай). Ці крани дозволяють складувати контейнери до 7 рядів у ширину, та ще в прольоті залишається смуга для проїзду автомобільного крана (це позначається $7 + 1$). У висоту встановлюють понад 5 контейнерів).

Цей спосіб складування забезпечує найбільш ефективне використання площі контейнерного терміналу, максимальну місткість і пропускну спроможність контейнерного майданчика. Однак пневмоколісні крани дуже дорогі - їх вартість сягає до 2 млн дол.

Крани обробляє контейнери в вертикальному напрямку, так що вони можуть брати контейнери зверху з будь-яких вертикального «стовпчика». Кожен такий стовпець може містити контейнери з однієї і тієї ж транспортної партії або призначені для одного і того ж вантажоодержувача. Тому при такій технології переміщення контейнерів зменшує ймовірність додаткових перевантажень контейнерів в штабелі при видачі їх з контейнерного майданчика.

Послідовне формування штабелів контейнерів (рис. 2, г) утворюється при використанні в якості штабелерів - порталних автонавантажувачів (ПАН), які випускаються зарубіжні компанії Valmet (Фінляндія), Kalmar (Швеція) і ін. Ці навантажувачі можуть переміщувати контейнери і у вертикальному напрямку. Вони можуть встановлювати контейнери рядами в 2 або 3 яруси у висоту і при цьому на верхні штабеля може бути встановлений ще один контейнер для прийому або видачі з контейнерного майданчика. Перевага цього способу складування полягає в можливості доступу до кожного контейнеру що зберігається на майданчику, без переміщення

інших контейнерів. Основний недолік - погане використання складської площі через велику кількість поздовжніх проїздів[4].

У цих схемах контейнери переміщуються в горизонтальному напрямку, тобто контейнери з однієї і тієї ж транспортної партії повинні розташовуватися в одному вертикальному ряді - для того, щоб не було необхідності їх переміщення при видачі з контейнерного майданчика.

При формуванні цих штабелів використовується особливість автотранспортувача АКС піднімати контейнери на висоту 5 ярусів у найближчому до поздовжнього проходу ряді, на 4 яруси - у другому від проходу ряді і в 3 яруси - у третьому від проходу ряді. Така технологія формування штабелів дозволяє збільшувати ємність штабеля, так як середнє число ярусів за висотою виявляється не 3, а 4. Однак весь цей штабель повинен містити в першому, другому і третьому рядах у глибині контейнери з однієї і тієї ж транспортної партії. Інакше доведеться переміщувати контейнери при видачі їх зі складу.

Постановка завдань. Для повноцінного техніко-економічного порівняння наведених тут варіантів штабельного зберігання контейнерів необхідно не тільки розрахувати місткість та площу контейнерного майданчика, вартість та річні експлуатаційні витрати, але володіти ще і іншими даними (розташування і призначення контейнерного терміналу, розміри вантажопотоків і транспортних партій, число вантажовідправників і вантажоодержувачів і розміри їх вантажопотоків і т.д.).

Викладення основного матеріалу. Визначимо основні параметри контейнерного майданчика місткістю 500 контейнерів з розглянутих тут варіантів штабелів і штабелерів (всі розрахунки за контейнерними терміналами в одиницях - TEU двадцятифутовий еквівалент (в англійській інтерпретації TEU – Twenty-Feet-Equivalent-Unit) [4] Такий контейнерний майданчик при 5-добовому терміні зберігання контейнерів може переробити за рік:

$$Q = \frac{365 \text{ днів}}{5 \text{ днів}} \cdot 500 \text{ TEU} = 3650 \text{ TEU} / \text{рік}$$

Площа контейнерного майданчика за варіантом 1 (рис 1.а.) - з прямокутним одностороннім штабелем і АВГ при складуванні 3-контейнерів в глибину штабеля в 3 яруси [5]:

$$S_1 = (13\text{м} + 5_{\text{конт.}} \times 6,3\text{м} + 1\text{м}) \times \left[N \left\langle \frac{500_{\text{конт.}}}{5_{\text{конт.}} \times 3_{\text{яр}}} + 1 \right\rangle \times 6,3\text{м} + 2 \times 13\text{м} \right] = 6486 \text{ м}^2$$

де 13м - ширина проходу для автотранспортувача з вилковим вантажозахватом (АВЗ),

5 конт. - число контейнерів, що встановлюються по ширині штабеля;

2,6 м - ширина площадки для установки 1 контейнера, з урахуванням зазору між контейнерами в штабелі (приблизно 160 мм);

1 м - розмір у ширину майданчика від штабеля контейнерів до огороження або до автопроїзду, який не може бути зайнятий контейнерами;

500 TEU - ємність контейнерного майданчика;

3 - середнє число ярусів по висоті штабеля;

N (...) - позначення цілої частини числа, що виходить в результаті виконання дій в дужках;

6,3 м - довжина площадки для установки одного 20-футового контейнера масою брутто 20 т (1 TEU);

2 - число поперечних проїздів на контейнерному майданчику;

13м - ширина поперечного проїзду для АВЗ.

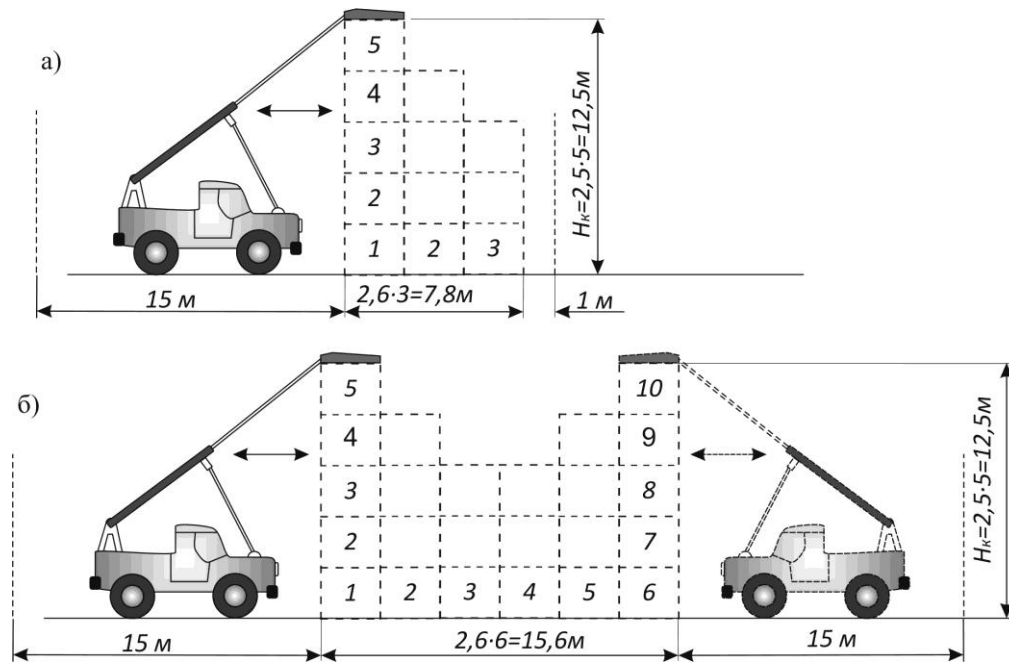


Рис. 3. Схема контейнерного майданчика з АКС із трикутними (а) і V-подібними (б) поперечним перерізом штабеля

Аналогічно розраховуються площі контейнерного майданчика для всіх інших розглянутих варіантів:

- за варіантом № 2 (рис 2, б. – прямокутний двосторонній штабель, який обслуговується автонавантажувачем з крановою стрілою АКС) – $S_2=9412\text{м}^2$;
- за варіантом № 3 (рис 2, в – підваріант з козловим рейковим краном КРК прольотом 32м.) – $S_3=5743\text{м}^2$;
- за варіантом № 3 (рис 2, В - підваріант з пневмоколісних краном ПКК типу 7 + 1/1 через 4, прольотом 22 м, при складуванні контейнерів в 4 яруси по висоті.) – $S_3=3989\text{м}^2$;
- за варіантом № 4 (рис 2, г - рядне складування контейнерів із застосуванням порталного автонавантажувача ПАН.) – $S_4=7944\text{м}^2$;
- за варіантом № 5 (рис 3, а - трикутний односторонній штабель, який обслуговується автонавантажувачем з крановою стрілою АКС.) – $S_5=7012\text{м}^2$;
- за варіантом № 6 (рис 3 б, V-подібний двосторонній штабель, обслуговується теж АКС.) – $S_6=7401\text{м}^2$.

У цих розрахунках прийняті наступні величини:

Ширина проїзду для АВЗ - 13м, для АКС - 15м, для ходової опори КРК і ПКК - 2м, ПАН - 1,5 м. Ширина площадки для установки 1 TEU - 2,6 м, довжина площадки для установки 1 TEU - 6,3 м. Середнє число ярусів контейнерів по висоті штабеля для АВЗ - 3, для АКС - 3-5, для КРКА - 2, для ПКК - 4, для ПАН - 2. ширини проїздів в поперечному початку і в кінці майданчик для Прийнято АВЗ - 13 м, для АКС - 15 м, для КРК - 12 м, для ПКК - 20 м, для ПАН - 15 м.

У капітальних витратах на спорудження контейнерного майданчика включена вартість земельної ділянки, вартість фундаменту і накриття майданчика, та вартість одного штабелера. Інші витрати (освітлення, каналізація і т.п.) вважає для всіх варіантів приблизно однаковою, або у всякому разі - що не впливає суттєво на вибір варіант за економічними показниками.

Наприклад, за варіантом 1 з одностороннім прямокутним штабелем і АВЗ капітальні витрати на контейнерний майданчик місткістю 500 TEU складуть:

$$K_1=1,8 \text{ млн.грн}+6486 \text{ м}^2 \times (120 \text{ грн/м}^2+250 \text{ грн/м}^2) \times 10^{-6} = 4,2 \text{ млн.грн}$$

де 1,8 млн. грн – вартість контейнерного автонавантажувача з вилковим вантажезахватом;

6486 м² - площа, яку займає штабель контейнери і проїзди для навантажувача (див вище.);

120 грн/м² – питома вартість 1 м² земельну ділянку;

250 грн/м² – питома вартість 1 м² фундаменту і накриття контейнерного майданчика, що оснащеного навантажувачем з фронтальним вилковим вантажезахватом.

Аналогічно визначаються капітальні витрати (інвестиції) на спорудження контейнерного майданчика для інших варіантів штабелів і штабелюються обладнання:

- вартість контейнерного майданчика за варіантом 2 - прямокутний штабель і автотранспортувач – $K2 = 6,2$ млн. грн;
- вартість контейнерного майданчика за варіантом 3 - підваріант з козовим рейковим краном КРК - $K3 = 4,8$ млн. грн;
- вартість контейнерного майданчика за варіантом 3 - підваріант з пневмоколісним краном ПКК - $K3 = 10,48$ млн. грн;
- вартість контейнерного майданчика за варіантом 4 - рядні штабелі і порталний автотранспортувач - $K4 = 5,6$ млн. грн;
- вартість контейнерного майданчика за варіантом 5 - трикутний штабель і автотранспортувач з крановою стрілою АКС – $K5 = 5,3$ млн. грн;
- вартість контейнерного майданчика за спрощеним варіантом 6 - V- образний штабель і автотранспортувач з крановою стрілою АКС – $K6 = 5,4$ млн. грн.

У цих розрахунках приймалися така вартість штабелерів: АВЗ = 1,8 млн. грн.;

АКС = 2,7 млн. грн.; КРК = 4,8 млн. грн.; ПКК = 9 млн. грн.; ПАН = 1,5 млн. грн.

Проаналізувавши результати видно, що найменша площа контейнерного майданчика виходить при використанні пневмоколісного крана ПКК. Однак з огляду на велику вартість цього крана капітальні витрати за цим варіантом № 3 можуть бути більш доцільними, наприклад, у порівнянні з варіантом № 2 (АКС і прямокутний штабель) тільки якщо сумарна вартість землі, фундаменту і накриття контейнерного майданчика буде близько 1 тис. грн. / m^2 , тобто приблизно в 3 рази більша за ту, яка прийнята в цих розрахунках.

Найбільш часто розглядаються варіанти контейнерного майданчика - № 2 (з АКС) і № 3 з козовим рейковим краном (КРК) дають приблизно однакові техніко-економічні показники. Однак варіант з КРК має ще ряд недоліків (обмеженість зони дії, наявність підкранових колій, стаціонарна мережа силового енергопостачання, велика маса крана і встановлена потужність, менші швидкості і продуктивність, великі терміни введення в експлуатацію і т.д.) і тому менш привабливий у порівнянні з АКС. Така ж тенденція спостерігається і на зарубіжних контейнерних терміналах.

Висновки. Корективи в розрахунки техніко-економічних показників можуть бути також внесені через різні розміри транспортних партій, призначення контейнерного терміналу, числа і характеру вантажовідправників і вантажоодержувачів (це може вплинути зокрема на число контейнерів, що встановлюються у глибину штабеля, а, отже, і на займану площу) і т.д.

Запропонована методика може бути застосована при різних умовах проектування контейнерних терміналів і буде корисною для проєктантів контейнерних терміналів, транспортних і логістичних підприємств.

Список використаних джерел:

1. Валецький Б.П. Транспортне обладнання гнучких виробничих систем пакування / Б.П. Валецький // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – Випуск 54. – Луцьк, 2016. – С.53-58.
2. Валецький Б.П. Оптимізація роботи складу та складських технологій // Технологічні комплекси.-Науковий журнал.- Луцьк: Видавн-во Луцького НТУ, 2014, №1(9).-с.226-229.
3. Інтелектуальні склади-термінали / Б.П. Валецький, О.В. Валецька // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – Випуск 50. – Луцьк, 2015. – С.25-29.
4. Журавлев Н.П., Маликов О.Б. Транспортно-грузовые системы. – Учебник для вузов. М.: Маршрут, 2011. – 343 с.
5. Дыбская В.В. Логистика для практиков: Эффективные решения в складировании и грузопереработке. – М.: ИПТИЛ, 2002. –264 с.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2017

УДК 541.64.539.3

A. Voznyak¹, V. Beloshenko², Y. Voznyak^{1,3}*Donetsk National University of Economics and Trade named M. Tugan-Baranovsky¹**Donetsk Institute for Physics and Engineering named after A.A. Galkin, National Academy of Sciences of Ukraine²**Centre of Molecular and Macromolecular Studies, Polish Academy of Sciences, Poland³***EFFECT OF EQUAL CHANNEL MULTIPLE ANGULAR EXTRUSION ON THE MORPHOLOGY, MECHANICAL AND THERMAL PROPERTIES OF POLYMERIC BASED NANOCOMPOSITES**

By the example of polymer composites, the abilities of the method of equal channel multi angular extrusion have been studied with respect to the modification of the structure and the properties of polymeric nanocomposites. With using Xray structure analysis, TEM, DSC and dilatometry, it has been demonstrated that this kind of processing provides an additional intercalation of the polymer into filler tactoids with the succeeding exfoliation, the increase in crystalline lamellar thickness and a decrease in the dispersion of the crystallite thickness, as well as the formation of biaxial orientation order in the polymeric matrix. The oriented nanocomposites were characterized by a reduced porosity and improved adhesion between the nanofillers and the polymer matrix. An increase in Young modulus, yield stress and strain at break was observed, being accompanied by a substantial decrease in the thermal expansion coefficient of the nanocomposites.

Key words: polymer-matrix composites; microstructures; plastic deformation; electron microscopy; extrusion

А.В. Возняк, В.О. Білошенко, Ю.В. Возняк**ВПЛИВ РІВНОКАНАЛЬНОЇ БАГАТОКУТОВОЇ ЕКСТРУЗІЇ ПО МОРФОЛОГІЮ, МЕХАНІЧНІ ТА ТЕПЛОВІ ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІМЕРНИХ НАНОКОМПОЗИТІВ**

На прикладі полімерних композитів було вивчено здатність методу рівноканальної багатокутової екструзії щодо модифікації структури і властивостей полімерних наноккомпозитів. За допомогою рентгенівського аналізу, ТЕМ, ДСК і дилатометрії, було показано, що цей вид обробки забезпечує додаткову інтеркаляцію полімеру в тактоїди наповнювачів з подальшою ексfolіацією, збільшення товщини кристалічних ламелей і зменшення дисперсії товщини кристалітів, а також формування двохосної орієнтації в полімерній матриці. Орієнтовані наноккомпозити характеризуються зниженою пористістю і поліпшеною адгезією між нанонаповнювачами і полімерною матрицею. Спостерігається збільшення модуля Юнга, границі плинності при розриві, істотне зниження коефіцієнта теплового розширення наноккомпозитів.

Ключові слова: полімер-матричні композити; мікроструктура; пластична деформація; електронна мікроскопія; екструзія

А.В. Возняк, В.А. Белошенко, Ю.В. Возняк**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОЙ МНОГОУГЛОВОЙ ЭКСТРУЗИИ НА МОРФОЛОГИЮ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ**

На примере полимерных композитов была изучена возможность метода равноканальной многоугловой экструзии для модификации структуры и свойств полимерных наноккомпозитов. С помощью рентгеновского анализа, ТЕМ, ДСК и дилатометрии, было показано, что этот вид обработки обеспечивает дополнительную интеркаляцию полимера в тактоиды наполнителей с последующей эксfolіацией, увеличение толщини кристаллических ламелей и уменьшение дисперсии толщини кристаллитов, а также формирование двухосной ориентации в полимерной матрице. Ориентированные наноккомпозиты характеризуются пониженной пористостью и улучшенной адгезией между нанонаполнителем и полимерной матрицей. Наблюдается увеличение модуля Юнга, предела текучести при разрыве, существенное снижение коэффициента теплового расширения наноккомпозитов.

Ключевые слова: полимерно-матричные композиты; микроструктура; пластическая деформация; электронная микроскопия; экструзия

1. Introduction

Polymeric nanocomposites are of substantial scientific and practical interest due to possible formation of an enhanced level of physical and mechanical properties at extremely low content of a nano-filler [1]. The reason is creation of nano-scale structures where the filler particles are well stratified and dispersed within the polymer matrix. The efficiency of property enhancement is determined by the filler shape, strain-strength characteristics, the aspect ratio, volume fraction and interfacial adhesion. A special attention is attracted by layered nanofillers like montmorillonite, zirconium phosphate and graphene, that are composed by thin (~1 nm) plate-like structures characterized by high surface area and aspect ratio. Being used as the second phase, they allow increase in the elasticity modulus and the yield strength, the heat distortion temperature, enhancement of gas barrier properties, flame retardancy and UV resistance of polymeric composites. Besides high electrical and thermal conductivity of such nanofillers like graphite

nanoscale platelets (GnPs) and carbon nanotubes (CNTs) can be useful when creating functional materials characterized by electric and thermal conductivity, thermal stability etc.

Common fabricating methods of the polymer nanocomposites include solution mixing, in situ polymerization and melt blending [2]. Solution mixing method is the most effective with respect to the composites based on soluble polymers, but in any case, it cannot be applied to a number of insoluble polymer based ones. In situ polymerization allows substantial improvement of the fillers dispersion and the intensified interaction between the nano-filler and the polymeric matrix. However, the most universal and wide-spread method of production of the polymer composites including those based on thermo-plastic polymers is melt blending. Here, exfoliation and dispersion of the fillers are mostly controlled by the shearing force in the course of mixing. In turn, the shearing force is determined by the blending parameters (temperature, pressure etc.), and the polarity of the polymeric matrix. For instance, in the case of weakly-polar polymers, extremely weak interaction between the reinforcement and the matrix is registered. As a result, a weak reinforcing effect is observed.

One of the methods aimed at an increase in the shearing force in order to intensify the exfoliation and dispersion of the reinforcement can be processing of the polymer composites in the solid phase when the viscosity of the polymer matrix is several millions of the polymer viscosity in the melt. In [3], promising application of a method of severe plastic deformation of solid polymers is presented, that is equal channel angular extrusion used for structural modification of the polymeric nanocomposites. In particular, it has been shown that in semicrystalline polymer-based nanocomposites, the alignment of nano-sized clay layers by ECAE has an effect on the nanoscopic orientation of crystalline lamellae, structural parameters of the nanoclay and the polymer in nanocomposites [4-9]. After processing the one-pass ECAE, the nanoclays were shortened, well-aligned and closely packed, and the crystalline lamellae were compressed and diagonally well oriented. The two-pass ECAE process with a 180° rotation between passes results in a random dispersion of the nanoclay particles, and the recovery of the packed nanoclay interlayer spacing and the compressed lamellar long period. Creasy et al. [4] found that ECAE can control the fiber orientation and the length of glass fiber/polyacetal composites, depending on the processing routes. Li et al [9] also noticed that controlled nanoparticle orientation and effective exfoliation could be easily achieved through ECAE. As a result, the processing allows achievement of a better set of physical and mechanical characteristics.

Equal-channel multiple-angular extrusion (ECMAE) is a new method of processing of solid-phase polymeric materials [10]. The method is extrusion of the sample through a die composed by several pairs of channels of the same cross-section. In the plane of intersection of two channels, a huge shearing force is realized, resulting in plastic deformation of the polymeric material. By varying the number of the intersecting channels, a required level of the accumulated plastic strain can be achieved, and a change in the spatial position of the planes of the intersecting channels (deformation route) allows change of the direction of the shearing force and formation of varied oriented states within a polymeric matrix [11].

The present paper is aimed at the test of abilities of ECMAE application to the modification of the structure and the properties of polymeric nanocomposites. The relationships between the parameters of nanofillers, composite morphologies, the type of the polymeric matrix, mechanical reinforcement, and electrical properties have also been studied.

2. Experimental

2.1. Materials. Isotactic PP (Moscow Naphta Processing Plant, Russia) with a melt flow index of 0,6 g/10 min (2,16 kg, 230 °C, ASTM D1238), $M_w = 6,3 \times 10^5$ g/mol, $M_w/M_n = 3,5$ and PE (Lupolen 5261 ZQ 456) with a melt flow index of 2,0 g/10 min, (21,6 kg, 230 °C, ASTM D1238), $M_w = 4,8 \times 10^5$ g/mol were used as the polymers matrix. xGnPs Grade C were supplied by XG Sciences Company (USA, MI, EastLansing). xGnPs were prepared by the microwave expansion of graphite oxide. The modified montmorillonite (Cloisite 20A) produced by Southern Clay Products, with the particle size within the range of 6–8 μm , was also used as the filler.

2.2. Sample preparation.

Preparation of the nanocomposites. The composites were prepared by the melt mixing in a two-roller mixing chamber at 433K (PE- matrix) и 463 K (PP-matrix) and with a rotor rotation speed of 90 rpm. First, PP or PE was melt-blended with stabilizers of the thermooxidative degradation (0,3 wt. % of topanol and 0,5 wt. % of dilauryltiodipropionate) for 3 min. Then the xGnPs were added slowly over 3 min, and the mixture was compounded for 15 min. The nanoparticle loadings were 10 and 20 wt. %.

The PP-OMMT composites were prepared by the melt mixing in a two-roller mixing chamber at 453K and with a rotor rotation speed of 90 rpm. First, PP was melt blended with stabilizers of the thermooxidative degradation (0.3 wt.% of topanol and 0.5wt.% of dilauryltiodipropionate) for 3 min. Then

the OMMT was added slowly over 3 min, and the mixture was compounded for 10 min. The filler concentration was 10 wt.%, permitting obtaining the original composites characterized by the dispersion of the OMMT particles within the polymeric matrix and the optimum combination of stress-strain characteristics.

Procedure of pressing of the ECMAE billets. PE and PP-based composites were heated up to 433 K in a closed mould of 15 mm in diameter (PE matrix) and to 463 K (PP matrix). The temperatures were kept stable for 10 minutes, and then the pressure of 10 MPa was applied for 10 minutes. Air cooling down to 323 K was performed under the pressure of 10 MPa in the mould. The cooling rate was 1,1–1,3 deg./min.

Solid state extrusion. ECMAE was performed to achieve the orientation of the polymer matrix and xGnPs nanoparticles. The detailed description of ECMAE is presented in [10]. ECMAE was carried out at the deformation intensity $\Delta\Gamma=0,83$, the accumulated strain $\varepsilon = 8,5$, at the extrusion temperature of 383 K (PE matrix) and 413 K (PP matrix) and at the extrusion rate of 0,6 mm/s. As a deformation route, route D+C was selected. Here the pairs of oblique deforming channels are located in perpendicular planes rotated through the vertical axis in increments of 90° , and separated by vertical channels [11]. This configuration allows realization of simple shear in the planes perpendicular to the extrusion axis and in the planes arranged at an angle of $\pm 67,5^\circ$ to the extrusion axis. At the same time, the shift vector is rotated by an angle of 180° and depending on the deformation zone - by an angle of 90° . As shown in [11], the above processing condition allows for the generation of the maximal orientation of macromolecules of the polymer matrix parallel and normal to the extrudate's axis. Both the extrudates and the original billets were shaped as cylinders of 15 mm in diameter and 50 mm in length.

2.3. Characterization.

2.3.1. Transmission electron microscopy (TEM). TEM was performed with using JEM-200A by "JEOL" under the accelerating voltage of 200 kV. The replica of the fracture surface was obtained as follows. The roentgen film (the matrix) was wetted by acetone and stuck on the fracture surface. After the drying, the film was separated and a thin carbon layer was applied on the obtained pattern. The test of the carbon replica was made after the separation from the matrix.

2.3.2. Wide-angle X-ray scattering (WAXS). WAXS investigation were done by using a X-ray diffractometer. Mn -filtrated FeK_α -radiation was used in this case. The patterns were taken in the diffraction mode (the Bragg-Bretano focusing). To estimate the function of space orientation of crystallites, the scanning was accomplished in increments of 5° by the sample rotation in the azimuthal direction from the angle corresponding to the direction normal to the extrudate axis (these are angles of 90° and 270°). The detector was fixed at the scattering angle corresponding to the top of the diffraction maximum (in the case of PE, PP and xGnP, it was the maximum with the index of 200 with the top at $23,8^\circ$, the index of 110 with the top at $14,14^\circ$, the index of 002 with the top at $26,4^\circ$, respectively). As a measure of the total share of oriented material, the ratio of integral intensities of azimuthal scanning, I_{max} , within the angle range from 0° to 180° was used, being separated from isotropic scattering to the total integral intensity.

2.3.3. Scanning electron microscopy (SEM). SEM was implemented by using the JEOL JSM-6010LA instrument at the accelerating voltage of 10 kV. The samples were coated with a fine gold layer by ion sputtering (JEOL JFC-1200). The photographs were taken of the surfaces of cross and longitudinal spallings of the original samples and the extrudates. The spalling was made at the liquid nitrogen temperature. The 'Image-Tool' and 'Excel' application package was used to process the results of quantitative analysis of the agglomerate size distribution. The lateral size and thickness of 200 GnP agglomerates were measured.

2.3.4. Differential Scanning Calorimetry (DSC). The thermal characteristics were analyzed by a scanning calorimeter («Netzsch», Germany, model DSC-204 F1). DSC experiments including heating and nonisothermal crystallization were carried out in the range of 300–450 K at the rate of 5 K/min. The specific heat flow from the melting peak (W/g) was corrected for the mass of PP or PE in the nanocomposite. The degree of crystallinity χ_c of the nanocomposites is calculated as:
$$\chi_c = \frac{\Delta H_s}{(1-\phi)\Delta H_0},$$

where ΔH_s is the heat of fusion of the measured sample (obtained by integration of the melting peaks), ϕ is the weight fraction per unit of mass of the nanofiller, and ΔH_0 is the value of melting enthalpy of 100% crystalline PP and PE, taken as 209 J/g and 294 J/g, respectively.

2.3.5. Dilatometry. Changes in the linear dimensions of the specimens cut in the longitudinal and transverse directions with respect to the extrudate's axis were determined by a dilatometer DIL 402 PC/4 Netzsch, the heating rate was equal to 1 deg/min.

2.3.6. Tensile Testing. Tensile measurements were performed according to the GOST (State Standard) 11262 (an analogue of ASTM D638-02). The samples before and after ECMAE processing were machined into dimensions: the length of the test section was 32 mm, the diameter of the test section was 5 mm, the bending radius was 6 mm (GOST11262, type 4). The samples oriented along the extrusion directions were prepared and tested at room temperature (294 K) with using universal testing machine "JJ Instruments T5K". The deformation rate was 1% min⁻¹.

3. Results and discussion

The modification of the GnP morphology by the action of orientation of the polymeric matrix chains was characterized by using SEM. It was found that in composites produced by melt mixing, the agglomerates were not dispersed into individual plates, however they were relatively well distributed within the matrix. In fig.1 a,b the structures of the PP composite containing 10 wt.% GnP(5) are presented. The composites characterized by the highest nanofiller content contain more and bigger xGnPs agglomerates than those observed in sample with a lower GnPs amount. The shear-induced orientation promotes a higher dispersion degree of the agglomerates (fig.1 c-d). At the same time, at the filler concentration of 10 wt.%, formation of aggregates composed by 2-5 graphite plates is registered. An analogous situation takes place in the case of extruded PE-based composites. The dramatic dispersion of the agglomerates is related to the possible accumulation of a substantial equivalent plastic strain ($\varepsilon=8,5$), and to the alternating-sign character of the deformation (the shear direction is alternated in every next deformation zone [11]), that facilitates dispersion of the agglomerates of the nanofiller.

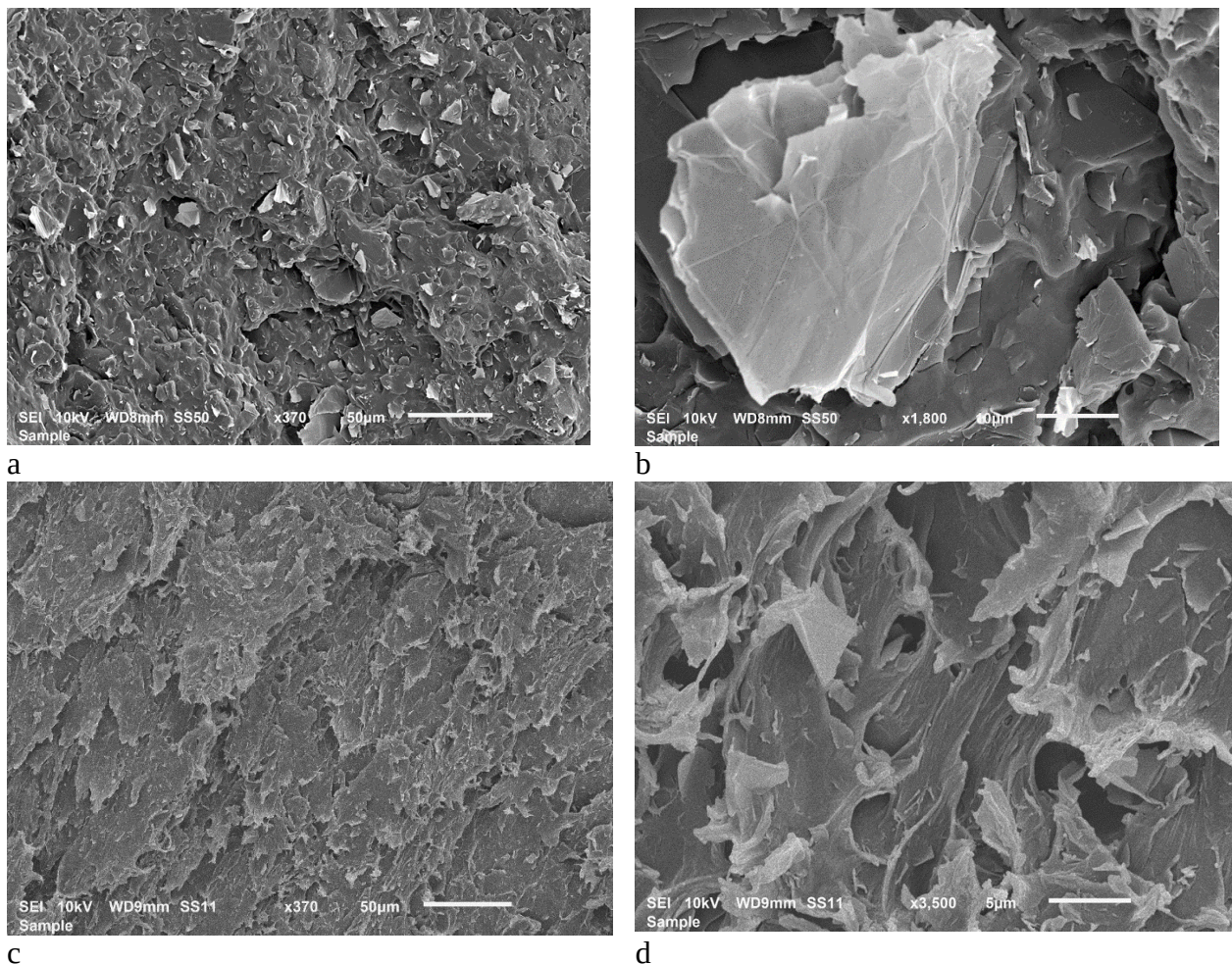


Fig.1. - Cryogenically fractured surface of PP-5%GnP(5), a, b – melt mixing, c-d –ECMAE.

A similar regularity is observed in the case of a PP-OMMT composite. The main specific feature of the curve of OMMT wide angle scattering is the existence of an intensive maximum with the peak at the scattering angle of 3.2 degree that corresponds to the periodicity of 2.76 nm. Besides the crystal maximums typical of PP, the PP-OMMT composite produced by melt mixing is characterized by a

substantial low angle diffraction component in the angular range from the minimal registered angle to approximately 7 degrees, and the diffraction maximum of OMMT at 2.3 degrees associated with the periodicity of 3.84 nm. The presence of the above component is not characteristic of the neat PP, being related to the presence of nano-dispersed material of the filler. In the case of ECMAE, a substantial (two- or three-fold) reduction of the integral intensity of the low-angle contribution of the nano-filler and the vanishing diffraction maximum of OMMT are registered, that can be the results of the succeeding increase in the inter-layer periodicity of OMMT and the shift of the maximum to the low-angle region out of the reach of the used diffractometer, respectively. The observed changes in the form of the wide-angle diffraction patterns of the tested materials are evidences of the fact that the melt mixing determines the intercalation of the fragments of polymer molecules to the inter-layer space of OMMT, and the succeeding ECMAE results in the further increase in the degree of intercalation and facilitates to the effective exfoliation of the tactoids of the nano-filler. The last statement is confirmed by the results of TEM studies. TEM images indicating the nanoclay structures of the initial and ECMAE-processed nanocomposites demonstrate that in the original PP-OMMT composite, the thickness of the layer of the filler particles is about 60 – 90 nm. ECMAE processing results in the reduction of the thickness down to 15 – 30 nm.

The nanocomposites produced by melt mixing include a large number of big pores related to a poor dispersion of the nanofiller in the matrix and a weak interfacial interaction. Fig. 2 shows an example of the structure of the PE- 5% GnP(5) composite before and after ECMAE. Exfoliation of the xGnPs determines an increase in the specific contact area of the matrix and the filler, and orientation under high pressure is responsible for a partial healing of the pores at the filler-matrix interface. These processes can be reasons of an increase in strength of the interface between the xGnPs and the polymer matrix.

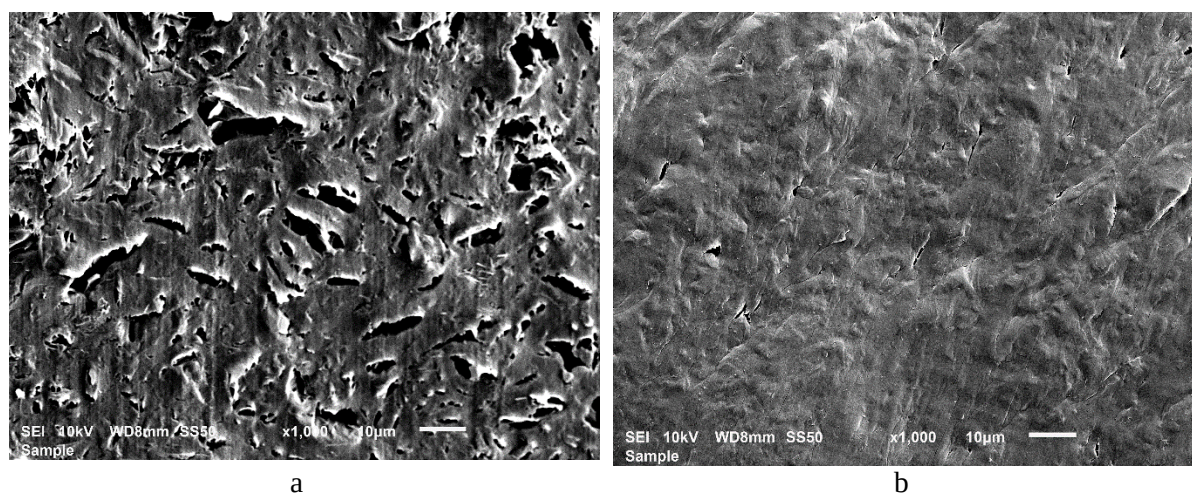


Fig.2. - The structure of the PE- 5% GnP(5) composite before (a) and after (b) ECMAE.

The results of the measurement of the microhardness of nanocomposites correlate to the data of their tensile tests. It has been found that as compared to melt mixing, ECMAE determines an increase in the Young modulus (an enhancement of the reinforcement effect) and provides higher yield stress of the composites. For instance, in the PP-10wt.%GnP(10) composite, the Young modulus rises from 400 to 650 MPa, and the yield stress increases from 20 to 25 MPa; in PE-10wt.%GnP(10), the abovementioned characteristics increase from 360 MPa to 500 MPa and from 20 to 24 MPa, respectively. The ductility of the extrudates rises too: the strain at break ε_b is increased by a factor of 1,5 to 2,0. The best result is achieved when the exfoliated graphite nanoplatelet xGnP(10) is used. In particular, in the PP-20wt.%GnP(10) composite, an increment of ε_b from 5% (melt mixing) to 12% (ECMAE) is registered.

In melt mixing produced composites, low yield stress is determined by the formation of weak interfacial layers because of weak adhesion between the filler particles and the polymeric matrix. An increase in the filler concentration results in emergence of bigger GnPs agglomerates, weakened interaction between the filler and the matrix followed by a lower fall down of yield stress. Formation of the orientational order during ECMAE provides a rise of yield stress as well as the Young modulus. When the content of the filler increases, this contribution decreases because of a worse dispersion of the particles of the nanofiller that form larger aggregates. Formation of weakened interfacial layers characterized by a lower stretch-induced orientation ability and a reduced volume fraction of the oriented

(strengthened) polymeric matrix facilitates this effect, too. The highest increment of yield stress is achieved in the case of the PE matrix, contrary to the PP one. The reason is better ability to the molecular alignment. Besides, the use of the xGnP(10) characterized by a larger aspect ratio in comparison with xGnP(5) provides better adsorption interaction.

It is known [12] that low ductility of the composites is determined by formation of large agglomerates of GnP, that restrict deformability of the polymeric chains between them. The dispersion of the xGnPs or OMMt agglomerates depresses the restricting effect. An improvement of the ductility can be also related to partial healing of pores in oriented composites.

In the case of semicrystalline polymers, the formation of the molecular orientational order-can also affect the polymer matrix morphological features, such as crystalline lamellar thickness and crystallinity [13]. The degree of crystallinity χ_c of the non-deformed polymer matrix remains unaffected by an addition of xGnPs (Table 1). The facts also demonstrate that xGnPs-PE or xGnPs-PP interfacial layers does not significantly affect the melting process. A similar behavior was also observed in other thermoplastic/nanofiller composites [14,15], which was explained in terms of a weak particle-matrix interface and nanofiller agglomeration. There is also no change in the melting temperature upon addition of a nanofiller, which was also associated with weak particle-matrix interface and nanofiller agglomeration. ECMAE results in an increase of χ_c , accompanied by a shift of the melting peak toward the higher temperatures and a reduction of the half-width (Table 1). An increase in χ_c can be related to the strain induced crystallization [13]. A rise of the onset temperature T_{onset} , the melting peak temperature T_{max} , the position of the right shoulder of the melting peak at higher temperatures, a reduced half-width of the melting peak ΔT are the evidences of formation of larger and more perfect crystallites and a decrease in the dispersion of the crystallite thickness. The observed effects can be associated with destruction of thinner crystallites and the succeeding crystallization and injection of the defects into the inter-crystallite space.

Table 1

Structural and thermal characteristics of PE, PP and the related composites				
Sample	χ_c	T_{onset}	T_{max}	ΔT
			K	
PE	54/65	393,0/-	405,8/-	10/-
PE-10wt.%GnP(5)	54/59	393,0/396,4	405,6/410,2	10/8
PE-20wt.%GnP(5)	54/61	393,4/396,5	406,4/410,6	10/7
PE-10wt.%GnP(10)	54/59	393,2/396,7	405,6/411,2	10/8
PE-20wt.%GnP(10)	54/62	393,6/397,1	406,4/411,4	10/8
PP	46/56	404,3/-	437,4/-	13/-
PP-10wt.%GnP(5)	46/50	404,2/408,0	436,3/439,5	13/9
PP-20wt.%GnP(5)	46/52	404,3/408,4	437,4/439,7	13/8
PP-10wt.%GnP(10)	46/50	405,6/409,5	436,5/442,2	13/9
PP-20wt.%GnP(10)	46/52	406,3/409,4	437,3/444,4	12/9
PP-10wt.%OMMT	48/52	397,0/418,0	439,0/442,0	17/10

melt mixing/ ECMAE

From the above discussion, we can suggest the following deformation mechanism of the crystal structure evolution during ECMAE. The original crystal structure of the polymeric matrix is a set of isotropic lamellae. Under simple shear deformation, lamellar blocks are formed with the succeeding unfolding of the chains and orientation of partly confined chains and released chains. With an increase in the accumulated strain, the amount and the degree of orientation of the fibrillar crystallites increase too. Two populations of the oriented polymeric crystallites are formed (so-called α and β crystallites [16]). The last fact is due to ECMAE determining formation of a biaxial orientation, not a uniaxial one. In general, the melting curve of such extruded polymers displays double melting peaks that indicate two existing types of the crystal structure with different perfection degree and thermal stability. The low-temperature peak is close to the one of undeformed polymer and related to the formed lamellar blocks. However, the high-temperature peak is that of the oriented crystals in the fibrillar structure. Therefore, it is probable that these two types of the crystal structure exist in the case of GnP or OMMT-based

nanocomposites subjected to ECMAE, too, and they generate the effect of combination of two peaks. The presence of a nanofiller results in formation of more defective and less oriented fibrillar crystals that bring an overheating effect into the melting of lamellae blocks. An increase in the filler concentration facilitates the growth of the amount of the oriented crystallites (according to the data of X-ray structure analysis). This fact can be related to a fast orientation of more defective crystals as compared to more perfect crystallites at the same value of the accumulated plastic deformation. In turn, a faster orientation leads to a faster strain-induced crystallization that is confirmed by the results of the measurements of the crystallinity degree of the oriented composites.

In paper [8], it is demonstrated in the course of ECAE of the clay-based nanocomposites that the chain orientation angle is always slightly smaller than the clay orientation angle which suggested that the orientation of the clay layers has induced the chain orientation. As reported in [8], this fact could be attributed to the existence of some thousands of clay layers (about 1 nm thick and about 50-500 nm long) inside the spherulites. In the course of deformation and realignment, the orientation of crystal lamellae lags behind that of the macromolecular chains, which is almost oriented along the direction of the clay layers. An analogous situation is observed in the case of the GnPs or OMMT-based composites: the angles of the preferred orientation in the filler crystals exceed that of the polymeric crystals. However, this mechanism of deformation is valid in nanocomposites when the nanofiller is distributed over the polymeric matrix in a perfectly uniform way and the dispersion minimizes the size of the non-reinforced polymer domains [17].

At the beginning of the deformation, the presence of large filler aggregates and their weak bond with the molecular chains determines sliding of the filler layers and the orientation of the polymeric matrix that is not connected to the filler crystals. At the same time, the mechanism of the chain-induced filler crystal orientation can take place. To the extent of dispergation and improvement of the contact between the filler layers and the polymeric matrix, the filler layers can play an active role in inducing the orientation of the molecular chains and the crystal lamellae (the slip of the filler crystals will stretch the molecular chains and crystal lamellae), i.e. the activation of the filler-induced chain orientation mechanism. One can suppose that in the case of the PE matrix, these processes are more effective because a smaller difference in character of the orientation distribution in the filler and polymeric crystals is registered.

The presence of an oriented molecular structure can result in realized invar effect in semicrystalline polymers [18]. It is characterized by very low and weakly varied relative elongation of the samples under heating in a wide temperature range. An addition of layered nanofillers is also a method of reduction of the coefficient of linear thermal expansion (CLTE) of the polymeric matrix. However, the platelet shape of the nanofiller particles determines a decrease in CLTE by about 25% and by 15 – 20% parallel to the direction of orientation of the filler particles and perpendicular to it, respectively. The maximum reduction of CLTE (by 65%) was achieved when carbon fibers were used that are characterized by a high degree of alignment and the highest rigidity as compared to other carbon fillers [19]. It is seen that CLTE of the extruded composites is less by 300 – 380% in comparison with the original ones. This effect is mostly associated with the orientational order of the polymeric matrix, not with the modification of the aggregate size, the orientation of the GnP particles or the magnitude of the interfacial interaction between the filler and the matrix.

4. Conclusions

The performed investigation has shown that the implementation of the shear induced solid state orientation process under pressure is favorable with respect to the structure transformations responsible for the reinforcement effect in polymer nanocomposites. The reinforcement is determined by a substantial modification of the morphology of the nanofiller and the structural transformations of the polymeric matrix (molecular orientation, an increase in the crystallinity degree, formation of more perfect oriented crystals). In the case of composites subjected to ECMAE, the fracture of large agglomerates of the nanofiller is observed, accompanied by the formation of the layers composed by a few of individual plates. An increase in the specific contact area between the nanofiller and the polymeric matrix provides stronger interfacial interaction and activation of the nanofiller-induced chain orientation. The highest effect is achieved when the polymeric matrix is used that is characterized by a better ability to the molecular alignment and the filler of the highest aspect ratio. In the tested systems, the shear induced reinforcement process allows a substantial increase in ductility of the nanocomposites at the moderate increase in rigidity and strength, the realized invar effect.

References:

1. Usuki A, Hasegawa N, Kato M. Polymer Nanocomposites. *Adv Polym Sci* 2005; 179: 135–95.
2. Jang BZ, Zhamu A. Processing of Nanographene Platelets (NGPs) and NGP Nanocomposites: a Review. *J Mater Sci* 2008; 43: 5092–101.
3. Beloshenko VA, Voznyak YuV, Reshidova IYu, Naït-Abdelaziz M, Zairi F. Equal-Channel Angular Extrusion of Polymers. *J Polym Res* 2013; 20: 322.
4. Creasy TS, Kang YS. Fibre Fracture During Equal-Channel Angular Extrusion of Short Fibre-Reinforced Thermoplastics. *J Mater Proc Tech* 2005; 160: 90–8.
5. Seo YR, Weon JI. Manipulation of Nanofiller and Polymer Structures by Using Equal Channel Angular Extrusion. *J Korean Physic Soc* 2013; 63(1): 114–9.
6. Weon JI, Sue HJ. Effects of Clay Orientation and Aspect Ratio on Mechanical Behavior of Nylon-6 Nanocomposite. *Polymer* 2005; 46: 6325–34.
7. Weon JI, Xia ZY, Sue HJ. Morphological Characterization of Nylon-6 Nanocomposite Following a Large-Scale Simple Shear Process. *J Polym Sci, Part B: Polym Phys* 2005; 43: 3555–66.
8. Ma J, Simon GP, Edward GH. The Effect of Shear Deformation on Nylon-6 and Two Types of Nylon-6/Clay Nanocomposite. *Macromolecules* 2008; 41: 409–20.
9. Li H, Huang X, Huang C, Zhao Y. An Investigation About Solid Equal Channel Angular Extrusion on Polypropylene/Organic Montmorillonite Composite. *J Appl Polym Sci* 2012; 123: 2222–7.
10. Beloshenko VA, Varyukhin VN, Voznyak AV, Voznyak YuV. Equal-Channel Multiangular Extrusion of Semicrystalline Polymers. *Polym Eng Sci* 2010; 50: 1000–6.
11. Beloshenko VA, Voznyak AV, Voznyak YuV. Control of the Mechanical and Thermal Properties of Semicrystalline Polymers Via a New Processing Route of the Equal Channel Multiple Angular Extrusion. *Polym Eng Sci* 2014; 54: 531–9.
12. Herrera-Ramirez LC, Castell P, Fernandez-Blazquez JP, Fernandez A. How do Graphite Nanoplates Affect the Fracture Toughness of Polypropylene Composites. *Comp Sci Techn* 2015; 111: 9–16.
13. Beloshenko VA, Voznyak YuV, Mikhal'chuk VM. A Microcalorimetric Study of Crystallizable Polymers Subjected to Severe Plastic Deformation. *Polym Sci, Ser A: Polym Phys* 2014; 56: 269–74.
14. Li Y, Zhu J, Wei S, Ryo J, Sun L, Guo Z. Poly(propylene)/Grapheme Nanoplatelet Nanocomposites: Melt Rheological Behavior and Thermal, Electrical, and Electronic Properties. *Macromol Chem Phys* 2011; 212: 1951–9.
15. Tanniru M, Yuan Q, Misra RDK. On Significant Retention of Impact Strength in Clay-Reinforced High Density Polyethylene Nanocomposites. *Polymer* 2006; 47: 2133–46.
16. Beloshenko VA, Voznyak AV, Voznyak YuV. Specific Features of Plastic Flow of Biaxially Oriented Flexible-Chain Semicrystalline Polymers. *Dokl Phys Chem*. 2014; 457: 117–9.
17. Khare HS, Burris DL. A quantitative method for measuring nanocomposite dispersion. *Polymer* 2010; 51: 719–29.
18. Hornbogen E. An Uni- Directional Invar-Effect in Stretched PTFE. *J Mater Sci Let* 1982; 1: 179–81.
19. Kalaitzidou K, Fukushima H, Drzal TL. Multifunctional Polypropylene Composites Produced by Incorporation of Exfoliated Graphite Nanoplatelets. *Carbon* 2007; 45: 1446–52.

Рецензенти:

Пашенко О.В., провідний науковий співробітник Донецького фізико-технічного інституту ім. О.О. Галкіна НАН України (м. Київ), докт. фіз.-мат. Наук;

Хорольський В.П., професор кафедри загальноінженерних дисциплін та обладнання Донецького національного університету економіки і торгівлі ім. Михайла Туган-Барановського (м. Кривий Ріг), докт. тех. наук.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

Т.Н. Гальчук, Т.Є. Божко
АНАЛІЗ ФАКТОРІВ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА ЗНОШУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

В роботі зроблено аналіз факторів, що впливають на зношування композиційних матеріалів. Дано характеристику параметрів міцності композиційних порошкових матеріалів. Із проведеного аналізу зроблено висновок, що всі основні експлуатаційні властивості спечених композицій триботехнічного призначення – міцність, твердість, коефіцієнт тертя, зносостійкість, температура в зоні тертя залежать від хімічного складу, мікроструктури та властивостей матеріалу, вибраного за основу.

Ключові слова: тертя, руйнування, структура, композиційний матеріал, поверхня.

Рис. 4. Лім. 17.

Т.Н. Гальчук, Т.Е. Божко
АНАЛИЗ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ИЗНОС КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В работе проанализированы факторы, влияющих на износ композиционных материалов. Дана характеристика параметров прочности композиционных порошковых материалов. Из проведенного анализа сделан вывод, что все основные эксплуатационные свойства спеченных композиций триботехнического назначения – прочность, твердость, коэффициент трения, износостойкость, температура в зоне трения зависят от химического состава, микроструктуры и свойств материала, выбранного за основу.

Ключевые слова: трения, разрушение, структура, композиционный материал, поверхность.

T. Galchuk, T. Bozhko
ANALYSIS OF FACTORS AFFECTING THE WEAR OF COMPOSITE MATERIALS

In this work have been analyzed factors that influencing the the wear composite materials. Made by description of durability of parameters of composite powder materials. With of the analysis was concluded that all major operating properties of sintered compositions of tribotechnical function - strength, hardness, friction, wear, friction zone temperature depends on the chemical composition, microstructure and properties of a material selected basis.

Keywords: friction, destruction, structure, composite material, surface.

Постановка проблеми. На даний час розглядаються питання, пов'язані із процесом взаємодії поверхонь, що контактують в процесі їхнього взаємного переміщення. Вивченням проблеми тертя, зношування і змащення в машинах вивчає наука трибологія. Створення і підбір триботехнічних матеріалів базуються на вирішенні взаємопов'язаних задач на основі вивчення механіки тертя і фізико-хімічних явищ, що проходять на поверхні. В сучасному машинобудуванні для виготовлення пристроїв, що забезпечують рух з'єднань деталей, використовуються різні антифрикційні матеріали, серед яких поряд із литими є велика кількість спечених багатокомпонентних композицій. Саме високі характеристики міцності та зносостійкості матеріалів трибопари є одним із методів підвищення надійності вузлів тертя. Тому значна увага приділяється зовнішньому тертю – явищу опору відносному переміщенню, що виникає між двома тілами в зонах дотику поверхонь по дотичній до них [1]. Сила зовнішнього тертя – опір під час відносного переміщення одного тіла по поверхні іншого під дією зовнішньої сили, тангенціально направленої до спільної границі між двома тілами [2].

Контакт взаємодії твердих тіл спостерігається лише в окремих зонах, розміри і густина розміщення яких залежать від величини прикладеного навантаження, а також від напружено-деформованого стану контактів. Ці контакти залежать від геометричної форми мікронерівностей і механічних властивостей поверхневого шару. Сумарна площа контактів мікронерівностей утворює фактичну площу дотику взаємодіючих тіл, яка впливає на виникнення високих напруг. Ковзання супроводжується інтенсивним деформуванням поверхневих шарів контактуючих тіл [3]. На ранній стадії досліджень зовнішнє тертя пояснювали механічним зачепленням між мікронерівностями спряжених поверхонь. В результаті поглибленого вивчення будови твердого тіла встановлено молекулярну взаємодію під час зовнішнього тертя. Найбільш повний опис процесу зовнішнього тертя пояснюють дві теорії тертя: молекулярно-механічна і адгезійно-деформаційна [4].

Мета роботи проведення ґрунтовного аналізу факторів, що впливають на зношування композиційних матеріалів.

Основні результати роботи. Накопичені наукові дані в області трибології показують, що процес тертя охоплює фізичні, хімічні та механічні явища. Тому процес тертя можна представити

як три послідовних, взаємопов'язаних етапи, а саме: взаємодія поверхонь; зміна поверхневих шарів в результаті взаємодії; руйнування поверхонь внаслідок двох попередніх етапів.

Взаємодія поверхонь – найбільш важливий етап процесу тертя. Головним для його оцінки є уявлення про подвійну природу взаємодії та про локальний, дискретний характер контактування в плямах дотику [3]. Механізм зовнішнього тертя зводиться до відтиснення більш м'якого матеріалу вкоріненими нерівностями (деформаційні складові сили тертя) і подолання адгезійних зв'язків, що виникають у контактній зоні (адгезійна складова).

Процес деформаційного руйнування поверхні тертя аналогічний процесу деформації і руйнування металів, який протікає у вигляді таких стадій:

Перша стадія – пружно-пластична деформація. На цій стадії проходить подрібнення блоків в межах зерен. Механізм процесу дислокаційний, при цьому проходить накопичення дислокацій.

Друга стадія – в основному пластична, за участі деструкційної деформації не дислокаційної природи. Деструкційна деформація проявляється в поворотах і переміщеннях фрагментів, які складаються із більшої кількості блоків, і розвивається в усіх напружених об'ємах.

Третя стадія – локалізація деструкції в зоні руйнування, де з'являється перша тріщина, що призводить до руйнування матеріалу [5].

Крім деформаційного руйнування поверхневого шару існують інші явища, що супроводжують процес тертя. Зокрема окислення поверхні матеріалу, що обумовлює протікання найбільш розповсюджене під час нормальної роботи вузла тертя окислювального зношування. Механізм окислювального зношування у випадку тертя матеріалів на залізній основі полягає в неперервному утворенні та руйнуванні шарів твердих розчинів кисню в залізі та шарів різного типу хімічних сполук кисню із залізом. Кисень із адсорбованого шару дифундує у поверхневі шари металу завдяки їх пластичному деформуванню, що призводить до збільшення густини точкових дефектів – вакансій, а також міжвузлових атомів, що обумовлює протікання в цьому шарі дифузії кисню, утворення твердого розчину кисню в залізі та оксидів різного хімічного складу (FeO , Fe_3O_4 , Fe_2O_3) [7]. Процеси окислення значно ускладнюються, якщо композиційні матеріали є багатокомпонентними за складом. Встановлено, що у поверхневих плівках таких матеріалів присутні оксиди заліза і оксиди всіх інших металічних компонентів [7,8]. Плівки характеризувалися шаровою структурою і високою твердістю (до 11000 МПа). Оксиди кремнію, карбіді кремнію та бору, що входять до складу матеріалів, перешкоджають зриванню плівок.

Хімічний склад і структура поверхонь тертя визначаються не тільки оксидами металів. У разі стабільного процесу тертя двох контактуючих поверхонь виникає так званий робочий шар більш складного складу та структури. Цей шар утворюється за участі продуктів зношування всіх компонентів, що є в матеріалі, в результаті їх виносу на поверхню і розподілу на ній в процесі тертя. Робочий шар складається із проміжного шару і поверхневих шарів матеріалів, що мають змінені структуру та хімічний склад [9–11]. Поверхневий шар може складатися із м'яких структурних складових (ферит, графіт та ін.), які, деформуючись, витягуються в напрямку дії сил тертя і виходять на поверхню у вигляді плівки, в якій неможливо виділити окремі компоненти, що її утворюють. Такі тонкі поверхневі плівки утворюються в разі високих ступенів деформації. У поверхневому високодеформованому шарі, товщиною до 10 мкм з постійним рівнем напруження, часто спостерігаються фрагментовані структури. Процес нормального тертя і зношування без пошкоджень зумовлений збереженням цієї стабільної структури, здатної квазіпружно сприймати зміни навантаження [10].

Великий вплив на утворення та властивості робочого шару на поверхнях пари тертя мають дифузійні процеси. Вони протікають в найтонших шарах під впливом локально високих температур, тиску, деформацій, що виникають під час тертя. Реалізуються такі процеси з великими швидкостями і можуть призводити до суттєвих змін хімічного складу поверхневих шарів, перерозподілу елементів у них. Хімічний склад змінюється в результаті взаємодії матеріалу пари тертя із змащенням і повітрям або іншим навколишнім середовищем. Такий висновок зроблено у ряді спостережень щодо збільшення концентрації вуглецю, зменшення вмісту нікелю, переносу міді на поверхнях тертя та ін. [12, 13]. Проведені розрахунки коефіцієнтів дифузії показали, що вони є значно вищими в умовах тертя [14].

Тертя є динамічним процесом, при якому протікають різні фізико-хімічні явища, що супроводжуються утворенням так званих вторинних структур, властивості яких відрізняються від властивостей початкових матеріалів. Утворення вторинних структур можна уявити як процес аморфізації та механо-хімічного легування поверхневого шару. Цей процес включає такі явища: диспергування матеріалу поверхонь тертя, подрібнення дисперсоїду із частинками оксидів,

графіту та інших речовин, що входять до матеріалу у вигляді присадок. На певному етапі можливе спікання суміші із рекристалізацією структури на поверхнях пари тертя під дією високих локальних температур і тиску та перехід в новий стан із особливими характеристиками і структурою, аналогічною, в деякій мірі, дисперно-зміцнюючим матеріалам. Характер і властивості вторинних структур, що виникають безпосередньо в процесі роботи, мають вирішальний вплив на зносостійкість пари тертя [13]. Тому під час розробки матеріалів триботехнічного призначення, для забезпечення стабільності експлуатаційних властивостей, основну увагу приділяють збереженню структури і фазового складу в умовах тертя.

В результаті контактування можливе схоплювання твердих тіл під дією молекулярних сил. При цьому утворюються міцні металічні зв'язки в зонах безпосереднього дотикання контактуючих матеріалів [11]. Сучасні уявлення про схоплювання під час тертя пов'язують із дислокаційними процесами. Із адгезійною взаємодією та, зокрема, із схоплюванням пов'язане явище фрикційного переносу, який спостерігається в процесі тертя матеріалів різної природи (метал–полімер, метал–графіт) або в процесі тертя більш м'якого металу по більш твердому (мідь–сталь). У випадку тертя таких пар на поверхні твердого елемента формується плівка переносу із м'якого матеріалу (матеріалу із меншим когезійним зв'язком) і тертя проходить за схемою: „м'який матеріал – м'який матеріал”. У разі тертя зі змащенням може виникнути явище вибіркового переносу елементів. В цьому випадку активний компонент змащення хімічно реагує тільки із активними ділянками поверхні сплаву. У разі вибіркової адсорбції проходить вибірконе розчинення легуючого компонента, на місці атомів якого виникають вакансії. В результаті на поверхні утворюється плівка, збагачена вакансіями. Під час її деформування вакансії рухаються назустріч дислокаціям і частково анігілюють з ними. Велика частина дислокацій виходить на поверхню, несучи із собою атоми, які на поверхні набувають вільні зв'язки і легко вступають у хімічні реакції, утворюючи захисний шар [15].

Переважає більшість сучасних антифрикційних матеріалів – композиційні, тобто складаються із декількох компонентів, різних за хімічним складом функціями, що виконують. Композиційні матеріали відрізняються за властивостями від компонентів, що їх складають [16]. Ці матеріали характеризуються високою зносостійкістю, низьким коефіцієнтом тертя при гранично допустимому навантаженні, температурі та швидкості ковзання. Прийнято вважати, що коефіцієнт тертя для антифрикційних матеріалів складає 0,001– 0,05 для роботи зі змащенням та 0,004 – 0,5 для роботи без змащення. Основу триботехнічного антифрикційного композиту, що сприяє формуванню певних фізико-механічних властивостей, складає базовий матеріал – залізо, мідь, нікель, алюміній і т.д. [16]. До складу композиту входять також компоненти, що регулюють величину адгезійних зв'язків – графіт, сульфід молибдену, міді, цинку, заліза, нітриди бору і компоненти, що регулюють величину механічної взаємодії – антизадири домішки [16].

Спечені матеріали на основі заліза отримують методами порошкової металургії. Технологічна схема отримання виробів включає основні операції (рис.1):

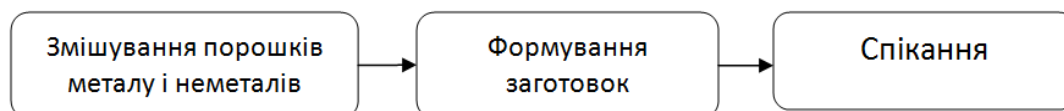


Рис.1. Технологічна схема отримання спечених композиційних виробів

Також для антифрикційних матеріалів можливе додаткове просочення виробу маслом, суспензією твердої змазки або рідким металевим розплавом. Як заключна операція – механічна обробка та контроль готових виробів [16,17]. Принцип конструювання триботехнічних композитів може базуватися на таких можливих класифікаціях. Складові компоненти умовно поділяють на три групи: компоненти, що утворюють основу матеріалу і що сприяють формуванню певних фізико-механічних властивостей – це залізо, мідь, нікель тощо; компоненти, що регулюють величину адгезійних зв'язків, зменшуючи схоплювання і заїдання – графіт, сульфід молибдену, міді, цинку, заліза тощо; компоненти, що регулюють величину механічної взаємодії – антизадири добавки.

В останні десятиліття переважно розробляються порошкові матеріали на залізній та мідній основі. Матеріали на залізній основі використовують при підвищеному та нормальному навантаженні. А на мідній основі працюють в корозійноактивному середовищі. Перевага надається спеченим композитам на основі заліза, оскільки вироби із них мають хороші фізико-

механічні властивості, а сировина є недефіцитною. В якості основи використовують відновлені порошки заліза, або порошки легованих сталей, отриманих із відходів металообробки [20]. Введення міді до складу композиту значно підвищує міцність залізної матриці, має позитивний вплив на спікання, збільшує теплопровідність, підвищує мікротвердість матеріалу, покращує структуру і механічні властивості. До складу композиту триботехнічного призначення на основі заліза входить також графіт, що є твердою змазкою (у нерозчиненому вигляді) і збільшує міцність металевої основи (під час розчинення). Вміст графіту в композиті встановлюється експериментально, в залежності від коефіцієнта тертя і зносостійкості (рис. 2-4).

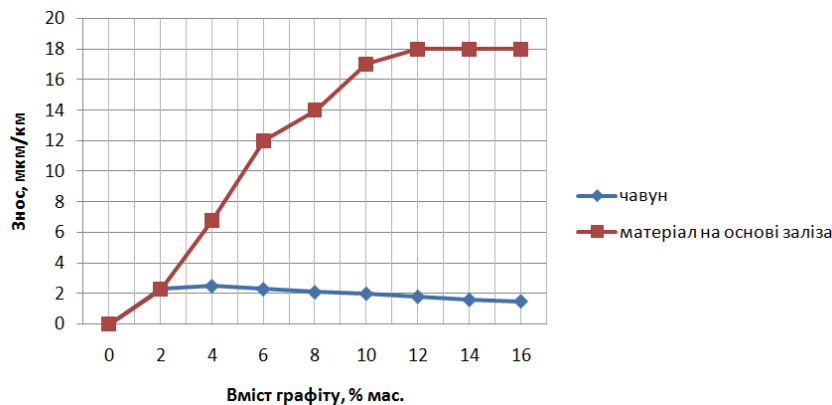


Рис. 2. Залежність зносу елементів пари тертя від вмісту графіту у спеченому матеріалі

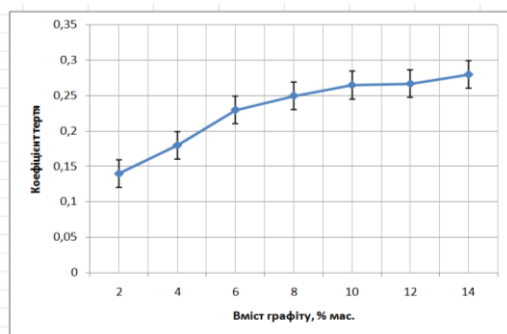


Рис. 3. Залежність коефіцієнту тертя від вмісту графіту в матеріалі на основі заліза

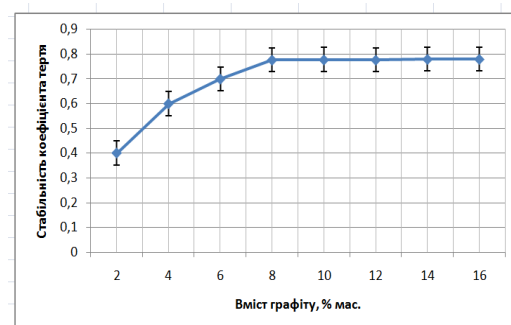


Рис. 4. Залежність стабільності коефіцієнту тертя від вмісту графіту в матеріалі на основі заліза

Серед факторів, що впливають на зношування композиційних матеріалів вагомий вплив мають параметри, які визначають їх міцність. Оскільки спечені триботехнічні матеріали на основі заліза є пористими тому кількість пор впливає на міцність композитів. Так, якщо в матеріалі підвищена пористість, то це знижує його твердість та механічну міцність. За наявності домішок у великих концентраціях або при великій пористості зв'язок між частинками матеріалу значно послаблюється і спричиняє підвищене зношування. Гранулометричний склад має неоднозначний вплив на міцність спеченого матеріалу, структуру та експлуатаційні властивості. Оскільки для початкових порошків залежить від технології виготовлення, конкретного складу матеріалу, умов його роботи. Загальні закономірності впливу величини частинок порошку на властивості пористої заготовки такі:

1. Збільшення розміру частинок порошку визначає формування грубої, крупнозернистої структури з порами великих розмірів і неправильної форми.
2. Чим більший розмір початкових частинок порошку, тим більший розмір зерен, що утворюються.
3. Розміри частинок початкового порошку впливають на міцність спресованих зразків. Перехід від крупних фракцій до більш дрібних супроводжується зменшенням пористості після пресування.

На триботехнічні властивості впливає збільшення розмірів частинок порошку і пористості матеріалу, оскільки призводить до погіршення припрацювання. Низька міцність міжчасткових контактів спричиняє руйнування металу на поверхні тертя, викришування частинок, збільшує зношування [15]. На даний час не встановлена чітка кореляція між триботехнічними властивостями матеріалу і його гранулометричним складом внаслідок впливу інших факторів, особливо в багатофазних композиціях.

Висновки. Викладені уявлення про подвійну природу тертя твердих тіл і про процеси, що його супроводжують, дозволяють назвати основні фактори впливу на зносостійкість матеріалів. Це хороший тепловідвід, сумісність матеріалів, що складають пару тертя, еволюція структури і властивостей, здатність зберігати пружний контакт, наявність градієнта зсувного опору, наявність або відсутність вторинних структур, що формуються під час тертя, параметри характеристики міцності матеріалів.

Із зробленого аналізу видно, що всі основні експлуатаційні властивості спечених композицій триботехнічного призначення – міцність, твердість, коефіцієнт тертя, зносостійкість, температура в зоні тертя залежать від хімічного складу і мікроструктури, властивостей матеріалу, вибраного за основу. Підвищити вказані характеристики залізо–графітових матеріалів можливо замінивши залізну основу на сталеву. В результаті підвищується міцність металічної основи та механічні характеристики; зменшується (або повністю усувається) схоплювання, абразивне зношування, швидкість накопичення дефектів структури. Легування сприяє зменшенню окислення матеріалу при високих температурах. Спечені вироби із легованих сталей можна зміцнювати термічною обробкою. Легування заліза або заміна його порошковою сталлю збільшують вартість композиційного матеріалу. Тому перспективною є розробка композитів на базі порошків конструкційних та інструментальних сталей, отриманих із відходів металообробки.

Література:

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника / Гаркунов Д.Н. – М.: Машиностроение, 1989. – 328 с.
2. Словарь-справочник по трению, износу и смазке деталей машин / [Зозуля В.Д., Шведков Е.Л., Ровинский Д.Я., Браун Э.Д.] – 2-е изд., перераб. и доп. – К.: Наукова думка, 1990. – 264 с.
3. Трибология: Исследования и приложения: Опыт стран США и СНГ / [ред. В.А. Белого, К. Лудемы, Н.К. Мышкина]. – М.: Машиностроение, 1993. – 454 с.
4. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / [А. В. Чичнадзе, Э.М. Берлимер, Э.Д. Браун и др.]. – М.: Машиностроение, 2003. – 576 с.
5. Костецкий Б.И. Поверхностная прочность металлов при трении / Б.И. Костецкий, Н.Г. Носовский, А.К. Караулов – К.: Техника, 1976. – 292с.
6. Германчук Ф.К. Долговечность и эффективность тормозных устройств / Германчук Ф.К. – М.: Машиностроение, 1973. – 233 с.
7. Германчук Ф.К. Исследование свойств спеченных фрикционных материалов при воздействии внешних сред / Ф. К. Германчук, В. Ф. Скрипка, И. Е. Пятницкий, И.Т. Чехаровский // Порошковая металлургия. – 1977. – №1. – С. 62 – 65.
8. Рыбакова Л.М. Структура поверхностных слоев металла при трении / Л.М. Рыбакова, Л.И. Куксенова // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1983. – № 8. – С.25 – 29.
9. Рапопорт Л.С. Влияние структурного состояния поверхностных слоев на процессы трения и изнашивания / Л.С. Рапопорт, Л.М. Рыбакова // Трение и износ. – 1987. – Т.8, № 5. – С. 888 – 894.
10. Куксенова Л.И. Применение рентгеноструктурного метода для послойной оценки качества тонких поверхностных слоев при трении в активных смазочных средах / Л.И. Куксенова, Л.М. Рыбакова // Заводская лаборатория. – 1995. – №11. – С. 34 – 42.
11. Бакли Д. Поверхностные явления при адгезии и фрикционном взаимодействии / Бакли Д. – М.: Машиностроение, 1986. – 360 с.
12. Федорченко И.М. Достижения в области создания спеченных композиционных антифрикционных материалов на основе металлических порошков / И.М.Федорченко // Трение и износ. – 1982. – Т.3, № 3. – С. 412–420.
13. Марковский Е.А. Изменение химического состава поверхностных слоев сплавов, деформированных трением // Проблемы трения и изнашивания / Е.А. Марковский, Б.А. Кириевский. – К.: Техника, 1974. – Выпуск 6. – С.105– 112.
14. Анциферов В.А. Порошковая сталь со структурой метастабильного аустенита / В.А. Анциферов, Н.Н.Масленников, А.А. Шацов, Т.В. Слишляева // Порошковая металлургия. – 1994. – № 3 – 4. – С. 42–47.
15. Федорченко И.М. Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И.М. Федорченко, Л.И. Пугина. – К.: Наукова думка, 1980. – 404 с.
16. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы: справочник / [под ред. В.Шатта]. – М.: Металлургия, 1983. – 520 с.
17. Гальчук Т.Н., Рудь В.Д. Використання відходів машинобудівного виробництва для виготовлення деталей триботехнічного призначення: Монографія. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2013. – 214 с.

Стаття надійшла до редакції 5.05.2017

Н. Herasymchuk¹, Y. Chovnyuk², Y. Gumeniuk²¹Lutsk National Technical University,²National University of Life and Environmental Sciences of Ukraine**MECHATRONIC'S DEVICES OF ROBUST MECHANICAL SYSTEMS: PARAMETER IDENTIFICATION AND VIBRATION CONTROL**

The disturbance estimated with the help of advanced mechatronic devices is used for a realization of robust mechanical system, such as agricultural machines. In the actual application, the estimated disturbance is effective for not only the disturbance compensation but also the parameter identification in the mechanical system. The identified external force is applicable to sensor less force feed-back control in mechanical system and is utilized for a realization of mechanical vibration control. The progress of robust control technologies makes it possible to realize high performance motion control. In the industrial drive system such as a modern agricultural machine with advanced mechatronic device's system for motion control, however, the developed technology is not enough to obtain the stable and high speed motion response since the mechanical vibration arises under the high accuracy positioning control. The mechanical vibration control is also taken up in the field of the motion control. In particular, a vibration control based on the external force feedback brings the sophisticated advantages to the mechatronic system. The paper introduces a vibration control strategy based on the external force feedback called "resonance ratio control" in multiple resonance system. In this case, the external force may be obtained by using the identification process.

Key words: parameter, identification, vibration, control, robustness, mechanical system, mechatronic devices.

Г.А. Герасимчук, Ю.О. Гуменюк, Ю.В. Човнюк**МЕХАТРОННІ ПРИСТРОЇ НАДІЙНИХ МЕХАНІЧНИХ СИСТЕМ: ІДЕНТИФІКАЦІЯ ПАРАМЕТРІВ І КОНТРОЛЬ ВІБРАЦІЇ**

Оцінка збурень за допомогою вдосконалених мехатронних пристроїв використовується для реалізації надійної механічної системи, такої як сільськогосподарські машини. У фактичному застосуванні оцінене збурення ефективно не тільки для компенсації збурення, а й для ідентифікації параметра в механічній системі. Виявлене зовнішнє зусилля може бути застосовано для управління меншим зусиллям зворотної сили в механічній системі і використовується для здійснення механічного контролю вібрації. Розвиток технологій надійного управління дозволяє реалізувати високоефективне управління рухом. Однак у такій промисловій системі приводу, як сучасна сільськогосподарська машина з удосконаленою системою мехатронного пристрою для управління рухом, розробленої технології недостатньо для отримання стабільного і високошвидкісного руху, так як механічні коливання виникають під контролем високоточного позиціонування. Механічний контроль вібрації також застосовується в галузі управління рухом. Зокрема, управління вібрацією, засноване на зворотному зв'язку з зовнішньою силою, привносить витончені переваги в мехатронних системах. У статті представлена стратегія управління вібрацією, заснована на зворотному зв'язку зовнішнього зусилля, званої «регулювання відносини резонансів» в багаторезонансній системі. У цьому випадку зовнішня сила може бути отримана з використанням процесу ідентифікації.

Ключові слова: параметр, ідентифікація, вібрація, управління, надійність, механічні системи, мехатронні пристрої.

Г.А. Герасимчук, Ю.О. Гуменюк, Ю.В. Човнюк**МЕХАТРОННЫЕ УСТРОЙСТВА НАДЕЖНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ: ИДЕНТИФИКАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ И КОНТРОЛЬ ВИБРАЦИИ.**

Оценка возмущений с помощью усовершенствованных мехатронных устройств используется для реализации надежной механической системы, такой как сельскохозяйственные машины. В фактическом применении оцененное возмущение эффективно не только для компенсации возмущения, но и для идентификации параметра в механической системе. Выведенное внешнее усилие применимо для управления меньшим усилием обратной силы в механической системе и используется для осуществления механического контроля вибрации. Развитие технологий надежного управления позволяет реализовать высокоэффективное управление движением. Однако в такой промышленной системе привода, как современная сельскохозяйственная машина с усовершенствованной системой мехатронного устройства для управления движением, разработанной технологии недостаточно для получения стабильного и высокоскоростного движения, так как механические колебания возникают под контролем высокоточного позиционирования. Механический контроль вибрации также применяется в области управления движением. В частности, управление вибрацией, основанное на обратной связи с внешней силой, приносит изощренные преимущества в мехатронную систему. В статье представлена стратегия управления вибрацией, основанная на обратной связи внешнего усилия, называемой «регулирование отношения резонансов» в многорезонансной системе. В этом случае внешняя сила может быть получена с использованием процесса идентификации.

Ключевые слова: параметр, идентификация, вибрация, управления, надежность, механические системы, мехатронные устройства.

INTRODUCTION

The equivalent disturbance of the motion system described by (1):

$$I \cdot \frac{d\omega}{dt} = K_t \cdot I_a^{ref} - T_l, \quad (1)$$

where I – inertia; K_t – torque coefficient of electric motor; T_l – load torque, may be obtained as load torque. The parameter variations are the change of inertia and the change of torque constant of motor. The output is position detected by position detector [1]. The equivalent disturbance is

$$\tilde{d} = -\frac{T_l}{I} + \left(\frac{K_t}{I} - \frac{K_{to}}{I_0} \right) \cdot I_a^{ref}, \quad (2)$$

where I_a^{ref} – torque current reference, $I = I_0 + \Delta I$, $K_t = K_{to} + \Delta K_t$. (The inertia will change according to the mechanical configuration of motion system. The torque coefficient will vary according to the rotor position of electric motor due to irregular distribution of magnetic flux on the surface of rotor).

Suppose the first derivative of $\tilde{d}$ is zero. An augmented state equation is

$$\frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \theta \\ \omega \\ \tilde{d} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \theta \\ \omega \\ \tilde{d} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 \\ K_{to}/I_0 \\ 0 \end{bmatrix} \cdot I_a^{ref}. \quad (3)$$

Here θ – angle (position of motor's rotor), $\omega = \frac{d\theta}{dt}$, t – time.

By Gopinath's method [2], the following estimation process is obtained:

$$\hat{\tilde{d}} = k_1 \cdot \theta + z_1. \quad (4)$$

z_1 should satisfy (5), where k_1 and k_2 are free parameters:

$$\frac{d}{dt} \begin{bmatrix} z_1 \\ z_2 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 & -k_1 \\ 1 & -k_2 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} z_1 \\ z_2 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} -k_1 \cdot k_2 \cdot \theta \\ (k_1 - k_2^2) \cdot \theta + \frac{K_{to}}{I_0} \cdot I_a^{ref} \end{bmatrix} \quad (5)$$

Equations (3) and (5) lead (6):

$$\hat{\tilde{d}} = \frac{k_1}{(s^2 + k_2 \cdot s + k_1)} \cdot \left(s^2 \cdot \theta - \frac{K_{to}}{I_0} \cdot I_a^{ref} \right) = \frac{k_1}{(s^2 + k_2 \cdot s + k_1)} \cdot \tilde{d}. \quad (6)$$

Here $\tilde{d}$ is obtained with the help of equation (2) and $s \equiv \frac{d}{dt}$.

The disturbance estimated by (6) is used for a realization of robust mechanical system. In the actual application, the estimated disturbance is effective for not only the disturbance compensation but also the parameter identification in the mechanical system. As defined in (2), the equivalent disturbance $\tilde{d}$, which is estimated by the disturbance observer, includes the load torque T_l and the parameter variation torque

$$\left[\left(\frac{K_t}{I} \right) - \left(\frac{K_{to}}{I_0} \right) \right] \cdot I_a^{ref}.$$

I. PARAMETER IDENTIFICATION IN MECHANICAL SYSTEM

The load torque T_l consists of friction and external force effects in the mechanical system as follows:

$$T_l = \underbrace{T_c^{friction}}_{\text{coulomb and viscosity effect}} + \underbrace{T_v^{friction}}_{\text{friction}} \cdot \omega + \underbrace{T_{ext}}_{\text{external force effect}}. \quad (7)$$

This equation means that the output of the disturbance observer is only the friction effect under the constant angular velocity motion. This feature makes it possible to identify the function effect in the mechanical system. For example, the friction effects are well identified as Stribeck friction model [3]. Fig. 1 shows an example of the identified friction effect with the help of this model.

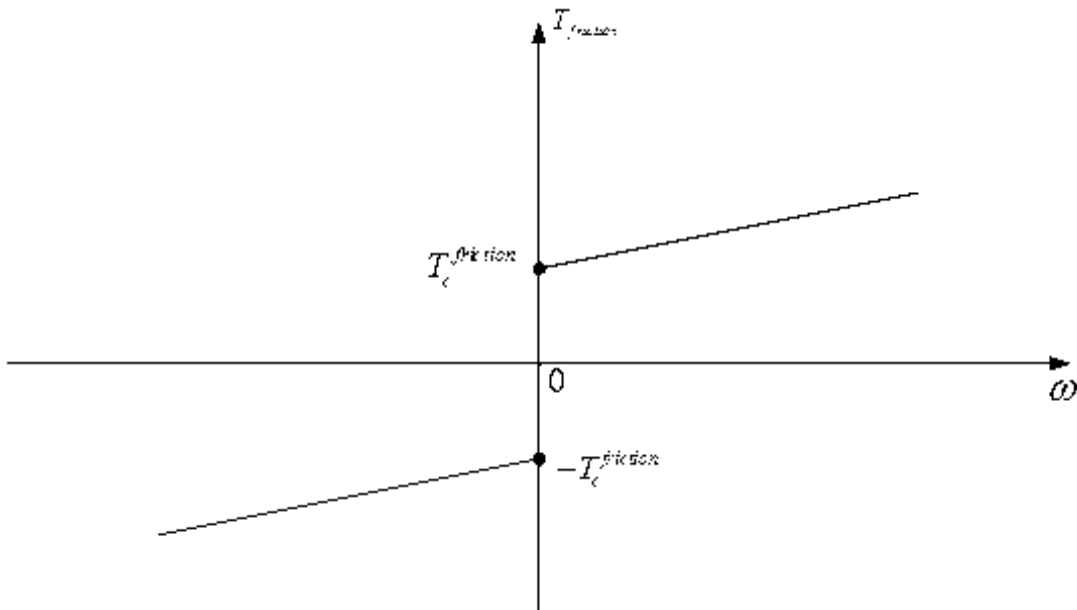


Fig. 1. An example of identified friction effect

The external force effect is also identified by using the estimated disturbance. Here it is assumed that the friction effects are known beforehand by the above identification process. By implementing the angular accelerated motion, the system parameter K_{ω}/I_0 is adjusted in the observer design so that it is close to the actual value K_t/I . As a result, the disturbance observer estimates only the external force effect as follows:

$$\hat{\tilde{d}} = \frac{k_1}{(s^2 + k_2 \cdot s + k_1)} \cdot \tilde{d} \Big|_{K_{\omega}/I_0 \rightarrow K_t/I} = \frac{k_1}{(s^2 + k_2 \cdot s + k_1)} \cdot \frac{T_{external}}{I}. \quad (8)$$

The identification process of the external force is summarized in Fig. 2. The identified external force is applicable to sensorless force feedback control in mechanical system [4] and is utilized for a realization of mechanical vibration control as shown in the next section.

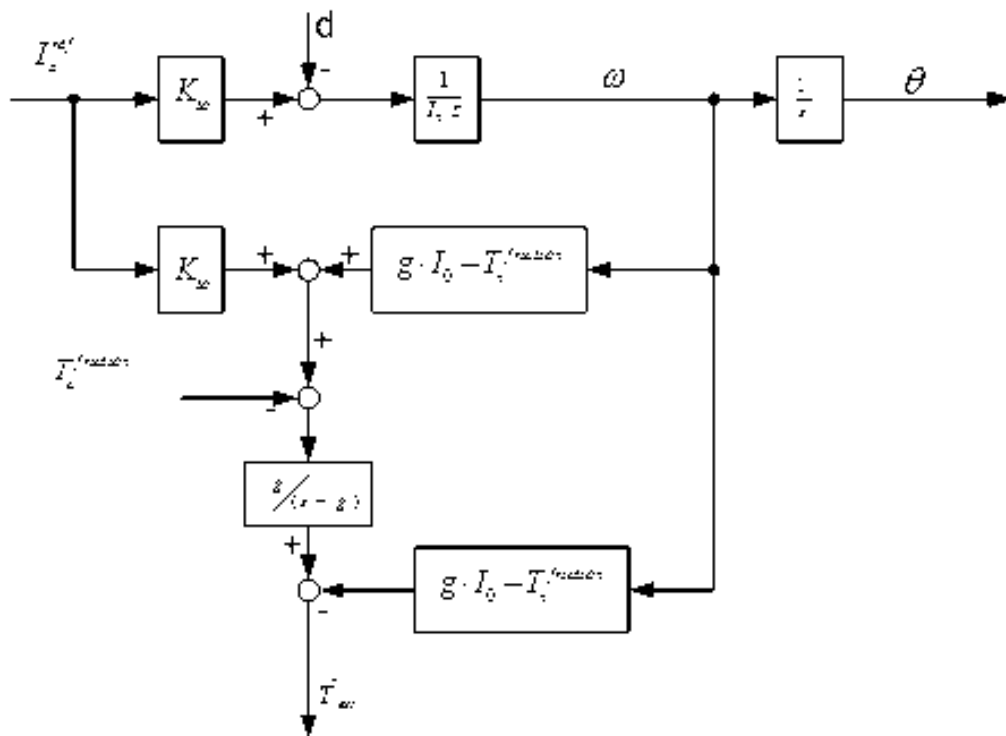


Fig. 2. Identification process of external force

II. VIBRATION CONTROL OF MECHANICAL RESONANCE SYSTEM

The progress of robust control technologies makes it possible to realize high performance motion control. In the industrial drive system such as modern agricultural machine with advanced mechatronic devices and so on, however, the developed technology is not enough to obtain the stable and high speed motion response since the mechanical vibration arises under the high accuracy positioning control. To address above issue, the mechanical vibration control is also taken up in the field of the motion control [5-7]. In particular, a vibration control based on the external force feedback brings the sophisticated advantages to the mechatronic system. This section introduces a vibration control strategy based on the external force feedback called "resonance ration control" in multiple resonance system. In this case, the external force may be obtained by using the identification process shown in Fig. 2.

A. A Dynamical Model of Mechanical Resonance System

In general, the dynamical behavior of the mechanical resonance system is described as multiple mass spring models. Fig. 3 (a) shows a schematic illustration of the multiple mass spring system and Fig. 3 (b) is a block diagram.

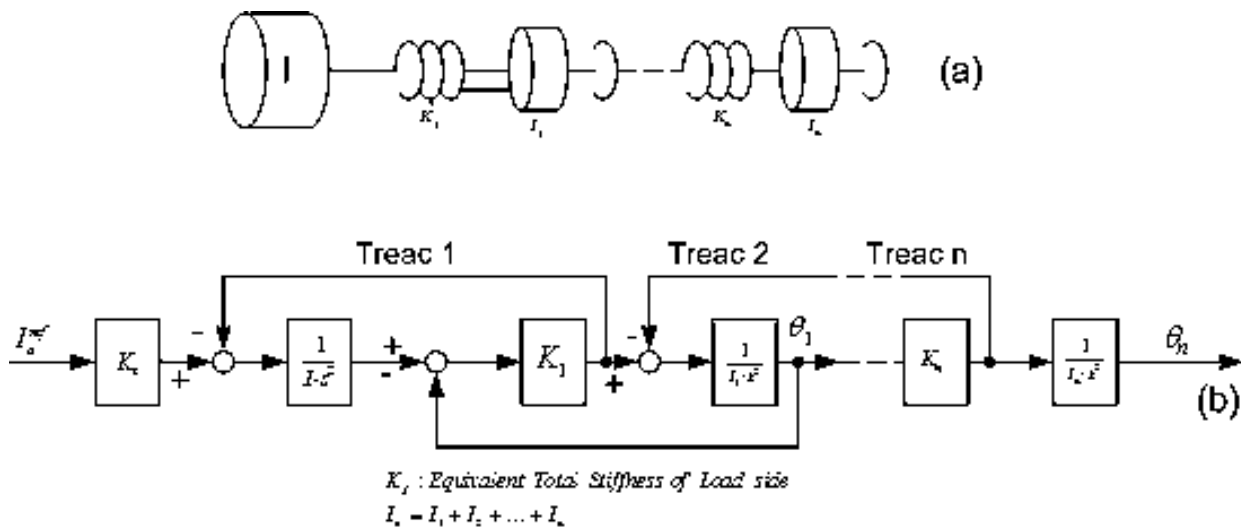


Fig. 3. A model of mechanical resonance system

In the vibration control, the disturbance effect imposed on the motor portion is suppressed by applying the robust control technique, which is based on the disturbance observer in this section. Then, the motion system seems an acceleration controller. Furthermore, the identified external force is fed back through the feedback gain K_r . Fig. 4 shows the total block diagram of the acceleration controller based on the external force feedback. Fig. 4 is transformed into Fig. 5 without any approximation. In the latter discussion, Fig. 5 is used for the analysis and the design of the vibration control.

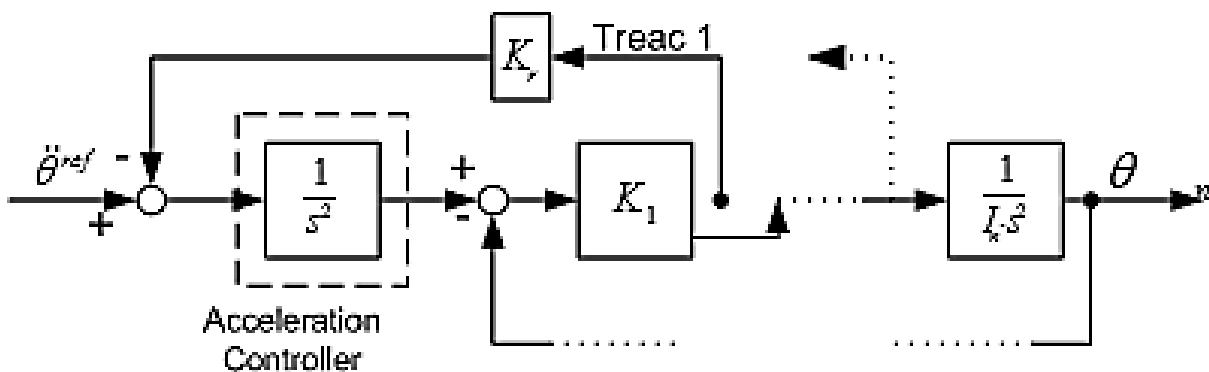


Fig. 4. Acceleration controller based on external force feedback

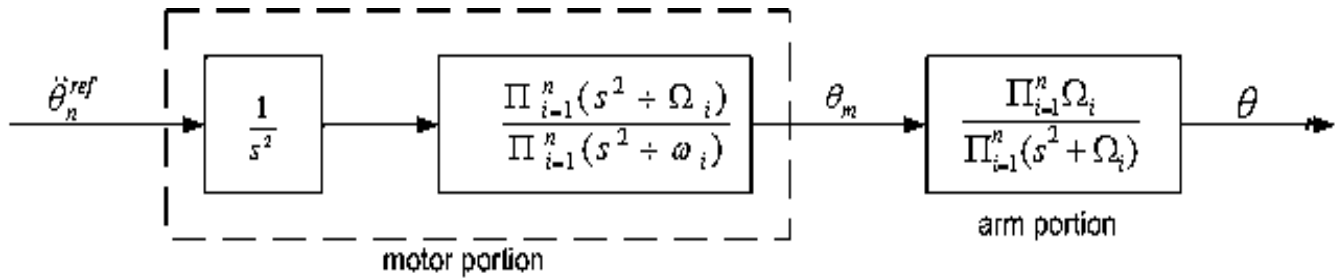


Fig. 5. Equivalent transformation of Fig. 4

B. Stability Discussion

In Fig. 5, the following issues are considered to obtain the vibration suppression controller.

- The controller of the motor portion is designed so that the poles of the system do not cancel the zeros by the motor state feedback.
- The feedforward compensator is designed so that the location of the zeros is not change.

In the vibration controller based on the external force feedback, PD control is applied to the motor position controller and the external force feedback gain is determined so that the above conditions are satisfied. To ensure the effectiveness of the external force feedback, the system stability is analyzed. In case PD control is applied to the motor portion of Fig. 5, the total block diagram of the system is rewritten as shown in Fig. 6 Fig. 7 shows the root loci of Fig. 6.

From Fig. 7, starting angle of each oscillation pole θ_i is obtained as follows:

$$\begin{aligned} \theta_1 = 270^\circ - s\alpha_1; \theta_2 = 270^\circ - \\ - s\alpha_2; \dots \theta_{n-1} = 270^\circ - s\alpha_{n-1} \end{aligned} \quad (9)$$

$$0 \leq \alpha_j \leq 90^\circ; 90^\circ \leq \theta_j \leq 270^\circ. \quad (10)$$

The above equations mean that the controller based on the external force feedback makes the oscillation poles stable. This is basic concept of the proposed approach to obtain the stable motion response in the mechanical resonance system. In the actual design of the controller, only the first oscillation pole is considered to construct the vibration suppression controller. Then the controller gains K_p , K_v , and K_r are determined according to the resonance ratio which shows the ratio of the natural frequency of the motor side and the load side. The vibration control strategy based on the resonance ratio is called "resonance ratio control".

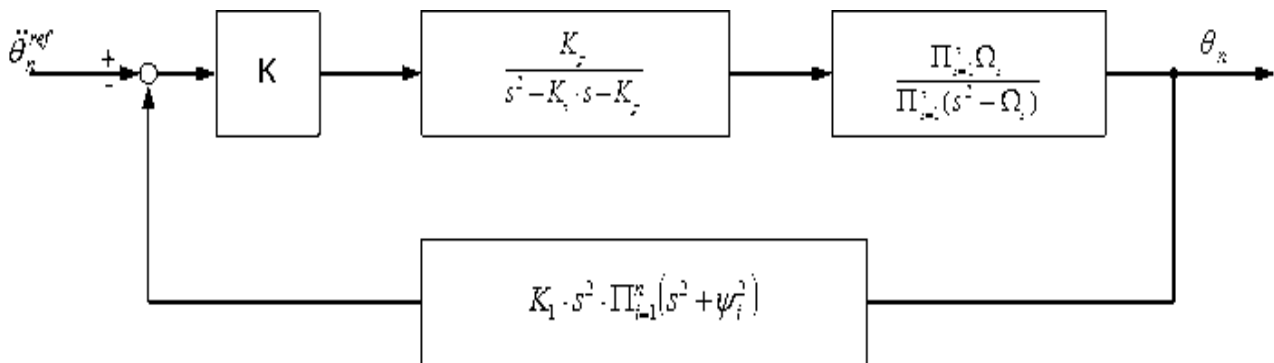


Fig. 6. Total block diagram of vibration suppression controller

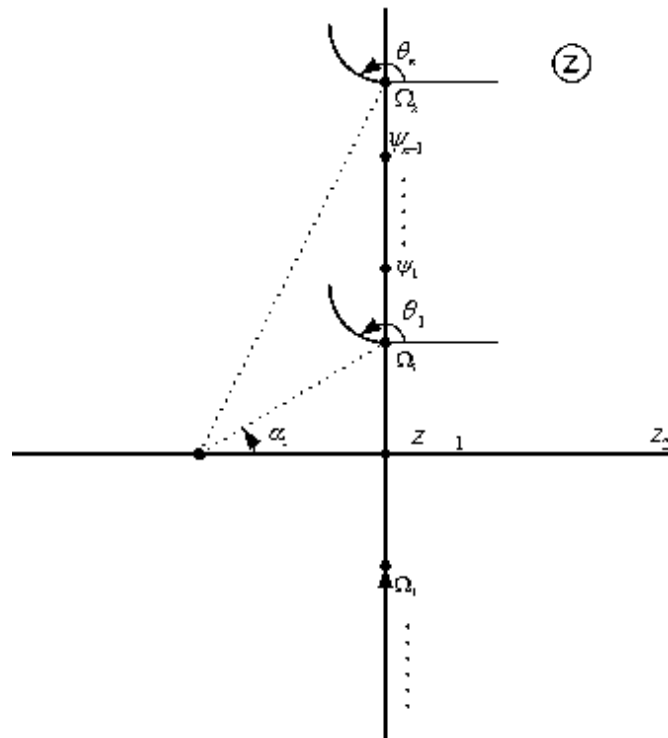


Fig. 7. Root locus of Fig. 6

C. Resonance Ratio Control

As described before, all pole-loci of the mechanical resonance system move to the stable direction by the external force feedback. In the next step, the controller gains are determined according to the resonance ratio. Here it is assumed that the dominant oscillation pole of the mechanical system is the first oscillation pole. Then the transfer function of the system is described as follows:

$$\begin{cases} \theta_m = \frac{(s^2 + \omega_a^2)}{\omega_a^2} \cdot G_1(s) \cdot G_2(s) \cdot \theta^{cmd}; \theta_a = G_1(s) \cdot G_2(s) \cdot \theta^{cmd}; \\ \omega_a = \sqrt{\frac{K_f}{I_a}}; \omega_m = \sqrt{\frac{K_f}{I_a} \cdot (1 + K_r \cdot I_a)} = K \cdot \omega_a; K = \sqrt{1 + K_r \cdot I_a}. \end{cases} \quad (11)$$

Here ω_a and I_a are the equivalent frequency and inertia of the load side in Fig 4, ω_m and K_f is the natural frequency of the motor side and the equivalent stiffness of the motor side and the equivalent stiffness of the load side, respectively. K is the resonance ratio. The denominator $D(s)$ of the transfer function of $G_1(s) \cdot G_2(s)$ is given as follows:

$$D(s) = s^4 + K_v \cdot s^3 + (K_p + \omega_m^2) \cdot s^2 + K_v \cdot \omega_a^2 \cdot s + K_p \cdot \omega_a^2. \quad (12)$$

To simplify the controller design, $G_1(s)$ and $G_2(s)$ are defined as second order system and ζ_1 , ω_1 , ζ_2 , and ω_2 are introduced to describe the motion performance in each system. Then $D(s)$ is also given as follows:

$$D(s) = (s^2 + 2\zeta_1 \cdot \omega_1 \cdot s + \omega_1^2) \times (s^2 + 2\zeta_2 \cdot \omega_2 \cdot s + \omega_2^2) \quad (13)$$

From (12) and (13), the following relations are obtained:

$$\begin{aligned} K_v &= 2 \cdot (\zeta_1 \cdot \omega_1 + \zeta_2 \cdot \omega_2); K_p = \frac{\omega_1^2 \cdot \omega_2^2}{\omega_a^2}; \\ \omega_m^2 &= \sqrt{-\frac{\omega_1^2 \cdot \omega_2^2}{\omega_a^2} + \omega_1^2 + \omega_2^2 + 4\zeta_1 \cdot \zeta_2 \cdot \omega_1 \cdot \omega_2}. \end{aligned} \quad (14)$$

The important goal in the vibration control is to suppress the vibration, so that $\zeta_1 = \zeta_2 = 1,0$ in (14). Also $\omega_1 = \omega_2 = \omega_a$ to obtain the high speed motion response in the load side. Finally, the following control gains are obtained with resonance ratio of $\sqrt{5}$.

$$\begin{cases} K_r = \frac{4}{I_a}; K_p = \omega_a^2; \\ K_v = 4 \cdot \omega_a. \end{cases} \quad (15)$$

D. Experimental Examples of Vibration Control

By using a set of the gains shown in (15), the vibration of the mechanical resonance system is well suppressed.

Fig. 8 and 9 are the experimental results of PD control and resonance ratio control for step-motor, respectively. These results clearly show that the resonance ratio control is effective for the vibration suppression in the mechanical resonance system.

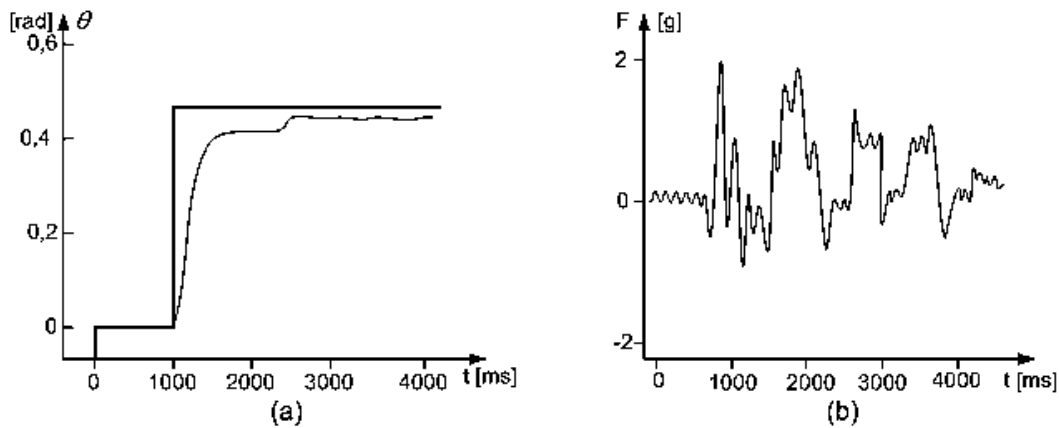


Fig. 8. PD control in mechanical resonance system

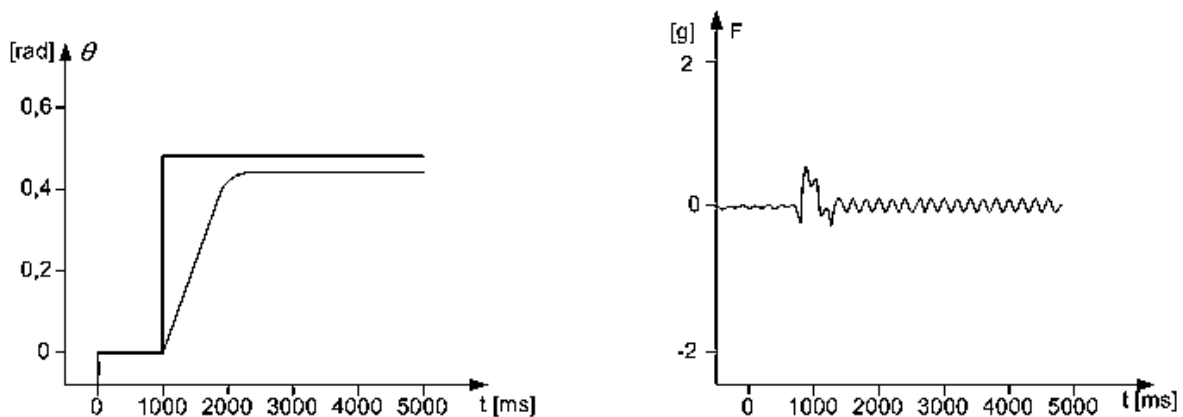


Fig. 9. Resonance ratio control in mechanical resonance system

III. CONCLUSIONS

The robustness of the motion control makes the system more flexible. The stiffness of the motion, which corresponds with the forward gain of the position, is defined to be a good index of robustness. The motion controller acquires robustness by estimating disturbance. The robustness and the identification is both sides of a motion control each other. The recent modern technique including two-degrees-of freedom control, H^∞ control has proved the same structure from physical point of view [8].

The estimated disturbance includes reaction force from the environment. The information is used for estimation of mechanical parameters. By direct use of reaction force, an antivibration control called "a resonance ratio control" for flexible structure is realized.

For further development, particularly in the connection of antivibration controller of motion, will be expected. Such controller is very important for the modern agricultural machines with advanced mechatronic devices in order to stabilize their course of motion.

REFERENCES

1. Ohnishi K. Motion Control for Advanced Mechatronics / K. Ohnishi, M. Shibata, T. Murakami // IEEE/ASME Transactions on Mechatronics. – 1996. – Vol. 1. – № 1 – pp.56-67.
2. Gopinath B. On the control of linear multiple input – output systems / B. Gopinath // Bell System Tech. J. – 1971. – Vol. 50. – № 3. – pp.1063 – 1081.
3. Sonthward S. Robust nonlinear stick-slip friction compensation / S. Sonthward, C. Radcliffe, C. Maccluer // ASMEJ. Dynamics Syst., Measurement, Contr. – 1991. – Vol. 113. – pp. 639-645.
4. Murakami T. Torque sensorless control in multi-degree-of-freedom manipulator / T. Murakami, K. Ohnishi // IEEE Trans. Ind. Electron. – 1993. – Vol. 40. – № 2.
5. Murakami T. et al., Eds., J. Robot. Soc. Jpn., Special Issue on Advanced Motion Control in Vibration System. – 1995. – Vol. 13. – № 8.
6. Seto K., Yoshida K., Nonami K., Eds., in Proc. ISME First Int. Conf. Motion, Vibration Contr., Yokohama, 1992.
7. Yoshida K., Nonami K., Eds., in Proc. Snd Int. Conf. Motion, Vibration Contr., Yokohama, 1994.
8. Buja G., Fujita H., Ohnishi K., Eds., Recent Advances in Motion Control. – The Nikkan Kogyo Shimbun Std., 1990.
9. Kyura N. The development of a controller for mechatronics equipment / N.Kyura // IEEE Trans. Ind. Electron. – 1996. – vol. 43. – No. 1. – pp. 30-37.
10. More T. Mecha-tronics / T. Mori // Yaskawa Internal Trademark Application Memo. – 1969. – July 12. – 21.131.01.
11. Hori Y. Theories and applications of advanced motion control / Y. Hori, N. Kyura, Y. Kawabata // Trans. IEEE Jpn. – 1990. – Vol. 110-D. – No.11 – pp. 1110-1118.
12. Sumimoto T. Vibration analysis system for mechatronics products / T. Sumimoto, H. Hamamatsu // Yaskawa Denki. – 1989. – Vol. 53. – No. 204. – pp. 259-264.
13. Takahashi Y. Control and Dynamic Systems / Y. Takahashi, M.J. Rabins, D.M. Auslander // Reading, MA^ Addison-Wesley, 1972.
14. Franklin G.F. Feedback Control of Dynamic Systems / G.F. Franklin, J.D. Powell, A. Emami – Naeini // Reading, MA: Addison-Wesley, 1986.
15. Kyura N. Mechatronics – Au industrial Perspective / N. Kyura, H. Oho // IEEE/ASME Transactions on Mechatronics. – 1996. – Vol. 1. – No. 1. – pp.10-15.
16. Auslander D.M. What is Mechatronics? / D.M.Auslander // IEEE/ASME Transactions on Mechatronics. – 1996. – Vol. 1. – No. 1. – pp. 5-9.
17. Isermann R. Modeling and Design Methodology for Mechatronic Systems / R. Isermann // IEEE/ASME Transactions on Mechatronics. – 1996. – Vol. 1. – No. 1. – pp. 16-27.
18. Luo C.R. Sensor Technologies and Microsensor Issues for Mechatronics Systems / C.R. Luo // IEEE/ASME Transactions on Mechatronics. – 1996. – Vol. 1. – No. 1. – pp. 39-49.
19. Miller G.L. Tutorial introduction to sensors / G.L. Miller // Advanced Sensor Development in Japan. Information Gatekeepers, Inc. – 1989. – No. 1.
20. Luo. R.C. Multisensor Integration and fusion in intelligent systems / R.C. Luo, M.G. Kay // IEEE Trans. Syst., Man., Cybern. – 1989. – Vol. 5. – pp. 901-931.
21. Schweitzer G. Mechatronics for the Design of human-Oriented Machines / G. Schweitzer // IEEE/ASME Transactions on Mechatronics. – 1996. – Vol. 1. – No. 2. – pp. 120-126.
22. Hirzinger G. Mechatronics for a New Robot Generation / G. Hirzinger // IEEE/ASME Transactions on Mechatronics. – 1996. – Vol. 1. – No. 2. – pp. 149-157.
23. Walker M.W. Resolved-acceleration control of mechanical manipulators / M.W. walker, R.P.C. Naul // IEEE Trans. Automat. Contr. – 1980. – Vol. AC-25. – pp.468-474.
24. Човнюк Ю. Уточнена динамічна модель руху візка з вантажем на гнучкому підвісі . Ю. Човнюк // MOTROL. – 2011. – V. 13B. – pp. 130-137.
25. Ловейкін В.С. Анализдинамических нагрузок в канатах подъемных кранов методом временных сплайнов / В.С. Ловейкин, Ю.В. Човнюк, П. Лымарь // MOTROL. – 2014. – Vol.16. – No 3. – pp. 12-18.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 53.01: 539.5

І.Г. Грабар¹, М.М. Марчук²Житомирський національний агроекологічний університет¹Національний університет водного господарства та природокористування²**МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ МАСШТАБУ НА ФРАКТАЛЬНУ РОЗМІРНІСТЬ ТА ПОРІГ ПЕРКОЛЯЦІЇ НАНООБ'ЄКТІВ**

На прикладі стохастичного моделювання двохкомпонентної перколяції, як геометричного фазового переходу, виявлено та кількісно описано роль масштабу. Показано, що на кінцевомірних моделях має місце ряд особливостей, що визначаються характерним розміром області L . Встановлено, що при зменшенні L поріг перколяції P^ збільшується; полоса фазового переходу також збільшується, а фрактальна розмірність нанооб'єктів зменшується.*

Показано, що ймовірність появи з'єднуючого кластера описується розподілом Фермі-Дірака-Грабара $W(L) = 1/(1 + \exp((P^ - P)/L))$. Експериментально підтверджено декартове наближення проф. Грабара залежності порога перколяції P^* від фрактальної розмірності простору D : $P^* = 1 - \ln((D+1)/2)$. Показано можливості його застосування для прогнозування властивостей наноматеріалів, наприклад, температури плавлення наночастинок.*

Ключові слова: наноматеріали; фазові переходи; поріг перколяції; фрактальна розмірність; з'єднуючий кластер.

И.Г. Грабар, М.М. Марчук

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАСШТАБА НА ФРАКТАЛЬНУЮ РАЗМЕРНОСТЬ И ПОРОГ ПЕРКОЛЯЦИИ НАНООБЪЕКТОВ

На примере стохастического моделирования двухкомпонентной перколяции, как геометрического фазового перехода, обнаружено и количественно описано роль масштаба. Показано, что на конечномерных моделях имеет место ряд особенностей, определяемых характерным размером области L . Установлено, что при уменьшении L порог перколяции P^ увеличивается; полоса фазового перехода также увеличивается, а фрактальная размерность нанообъектов уменьшается.*

Показано, что вероятность появления соединяющего кластера описывается распределением Ферми-Дирака-Грабара $W(L) = 1/(1 + \exp((P^ - P)/L))$. Экспериментально подтверждено декартово приближение проф. Грабара зависимости порога перколяции P^* от фрактальной размерности пространства D : $P^* = 1 - \ln((D + 1)/2)$. показаны возможности его применения для прогнозирования свойств наноматериалов, например, температуры плавления наночастиц.*

Ключевые слова: наноматериалы; фазовые переходы; порог перколяции; фрактальная размерность; соединяющий кластер.

I.G. Grabar, M.M. Marchuk

IMPACT ON DESIGN SCALE AND FRACTAL DIMENSION PERCOLATION THRESHOLD NANO-OBJECTS

For example, two-component stochastic modeling percolation as geometric phase transition revealed and quantitatively describe the role of scale. It is shown that the model is a final measure several features that define a typical size of L . determined that a decrease in L percolation threshold P^ increases; band phase transition also increases and decreases the fractal dimension of nano-objects.*

It is shown that the probability of connecting cluster described distribution of Fermi-Dirac-Grabar $W(L) = 1/(1 + \exp((P^ - P)/L))$. Experimentally confirmed Cartesian approximation prof. Grabar depending percolation threshold P^* space of fractal dimension D : $P^* = 1 - \ln((D + 1) / 2)$. The possibilities of its use for predicting the properties of nanomaterials, such as the melting temperature of nanoparticles.*

Keywords: nanomaterials; phase transitions; percolation threshold; fractal dimension; clipping cluster.

Вступ. Одна із визначних ознак 21 століття – надзвичайно широке застосування нанотехнологій та наноматеріалів. В тому числі – і для створення композитних покриттів, що працюють в екстремальних умовах. Особливістю застосування наноматеріалів є їх ряд унікальних фізико-механічних властивостей, що розкривають необмежені технологічні можливості. Показано, що принаймні частина цих унікальних властивостей наночастинок може бути пов'язана зі змінами їх фрактальної розмірності. Відомо, що окремо взятий атом не передає фізичних властивостей речовини. Так, щоб визначити температуру плавлення, необхідно досліджувати групу атомів. Причому, їх роль в процесі плавлення суттєво різна в залежності від їх розміщення – на поверхні чи в глибині об'єму. Очевидно, що при переході від макроскопічних до наномасштабів весь комплекс фізичних і технологічних властивостей зазнає змін. Навіть у випадку правильної геометричної форми – сфери, куба, циліндра чи конуса – для об'єктів з характерними розмірами $10^{-9} \dots 10^{-7}$ м їх фрактальна розмірність $D < 3$. Показано, що це може приводити до суттєвої зміни

дії фізичних законів, особливо для випадків, коли в явному чи неявному вигляді розмірність простору присутня в цих законах.

Постановка проблеми. Сучасні досягнення теорії перколяції активно використовуються в матеріалознавстві, електропровідності, теорії фільтрації, хімії, біохімії, вірусології, фізиці міцності і надійності конструкцій, моделях поширення інформації, моделях маніпуляції свідомості і т.п.

Доступність потужних комп'ютерів та сучасних алгоритмів сприяють подальшому розширенню інтересу до задач перколяції в найрізноманітніших областях. Однак, оскільки задачі моделювання з'єднуючих кластерів є задачами D -мірної комбінаторики, то теоретичний аналіз можливих переборів навіть для двомірної ґратки 5×5 містить $\sim 25! \sim 10^{25}$ варіантів, і, зрозуміло, на сьогоднішній день доступними є лише числові методи дослідження. В той же час задачі 5×5 чи навіть 50×50 не мають особливої цінності для практичних задач фізики міцності, матеріалознавства, нанотехнологій, електропровідності, метеорології, розповсюдження інформації тощо.

З іншої сторони, накопичення значної кількості результатів числового моделювання для великих значень L має привести до серйозних теоретичних узагальнень, а, можливо і до теоретичних методів аналізу, як це було з розробкою методу ренорм-групи. Нами за останні 20 років розроблено ряд алгоритмів та виконані значні статичні дослідження перколяції [1-2] в найрізноманітніших задачах для $3 \geq D \geq 1$.

Аналіз досліджень і публікацій. Поштовхом даних досліджень послуговували незвичні результати, отримані нами при дослідженні кінетики фазових переходів в задачі перколяції [1-6]. Моделювання перколяції, як геометричного фазового переходу, успішно застосовується для кількісного дослідження фазових переходів та вивчення властивостей нанооб'єктів. Як правило, під фазовим переходом розуміють миттєву зміну стану системи при незначній зміні керуючих параметрів (рис.1). Дійсно, в задачах перколяції при розмірі області $L \rightarrow \infty$ має місце кінетика типу рис.1. Але частіше при дослідженні реальних систем доводиться мати місце з кінцевомірними областями, де кінетика фазового переходу розмита в часі і просторі (рис.2), і це вимагає додаткового вивчення.

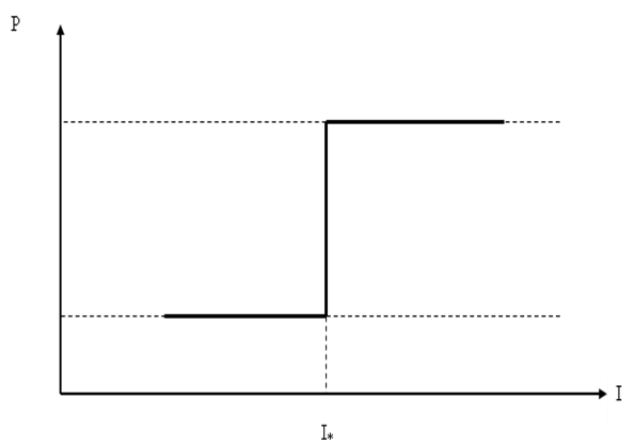


Рис.1. Фазовий перехід, як критична подія

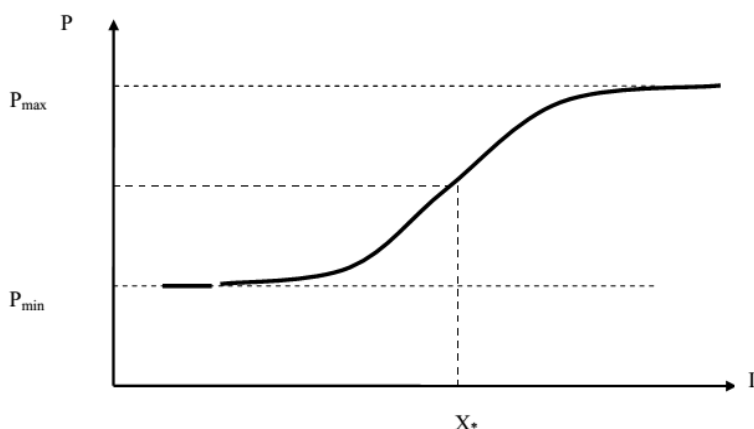


Рис.2. Фазовий перехід, як розмитий кінетичний процес

Результати величезної кількості статистичних розіграшів появи з'єднуючого кластера для різноманітних областей з розмірністю простору $3 \geq D \geq 1$ завжди приводили до протиріччя – поріг перколяції ніяк не бажав залишатись постійним, і проявляв певні закономірності в своїй поведінці: збільшувався при зменшенні розміру області і її фатальної розмірності [1-6]. Власне, в результаті цих досліджень і було отримане декартове наближення проф. Грабара, що дозволяє для декартового розбиття області будь-якої розмірності D теоретично оцінити поріг перколяції P^* :

$$P_* = 1 - \ln \frac{D+1}{2} \quad (1)$$

Наявність функціональної залежності між порогом перколяції та фрактальною розмірністю простору дозволяє ініціювати наступну задачу – дослідити можливості визначення фрактальної розмірності простору за результатами моделювання ймовірності з'єднуючого кластера на цій області при багатократних ($10^5 \dots 10^7$) повторах розіграшів.

Ціль роботи. Отримати кількісні оцінки впливу масштабу нанооб'єктів на кінетику фазових переходів в задачах перколяції, на поріг перколяції та фрактальну розмірність наночастинок та порівняти з експериментальними даними.

Перколяція на обмеженій області, як конкуренція за обмежені ресурси.

Нехай на деякій області розвивається двохкомпонентна перколяція: наприклад, початкова компонента A поступово замінюється проникненням в неї мікрочастинок компоненти B . Тоді ймовірність W виникнення нових з'єднуючих кластерів компоненти B від ймовірності заповнення P даної локальної підмножини на заданій (кінцево-мірній) області L^D пропорційна кількості вже утворених кластерів (аналог моделі Мальтуса):

$$\frac{dW}{dp} = L \cdot W \quad \text{для } p < p_* \quad (5)$$

Граничні умови:

$$W|_{p=0} = 0 \quad W|_{p=p_*} = \frac{1}{2}$$

Звідки:

$$W(p) = \frac{1}{2} e^{L(p-p_*)} \quad (6)$$

Однак, оскільки область кінцевомірна (обмежені ресурси вільних клітин), то скористаємось наближенням, що враховує конкуренцію за обмежені ресурси:

$$\begin{cases} \frac{dW}{dp} = L * W(W_{\max} - W) \\ W|_{p=p_*} = \frac{1}{2} \\ W_{\max} = 1 \end{cases} \quad (7)$$

Розділимо змінні:

$$\frac{dW}{W(1-W)} = L dp \quad (8)$$

Звідки:

$$\ln \frac{W}{1-W} = Lp + C \quad (9)$$

Підставимо в (5) граничну умову $W|_{p=p_*} = \frac{1}{2}$

Тоді:

$$\ln \frac{\frac{1}{2}}{1 - \frac{1}{2}} = Lp_* + C = \ln 1 = 0$$

Звідки

$$C = -Lp_*$$

Це дозволяє отримати:

$$\ln \frac{W}{1-W} = Lp - Lp_*$$

Після перетворень

$$W = \frac{e^{L(p-p_*)}}{1 + e^{L(p-p_*)}} \quad (10)$$

Або, розділивши на чисельник, будемо мати:

$$W = \frac{1}{1 + e^{L(p-p_*)}} \quad (11)$$

Таким чином, ми отримали видозмінений варіант розподілу Фермі-Дірака. Варто відзначити, що даний вид розподілу ймовірності з'єднуючих кластерів проф. Грабар отримав в числових дослідженнях перколяції більше 20 років тому. До аналогічних результатів в інших задачах фазових переходів прийшли проф. Алієв С.А. [7] та проф. Ролов Б.Н. [8].

На рис. 3-6 наведені результати апроксимації результатів числового моделювання перколяції на декартових множинах L^D при $L = 5; 20; 80; 320$ залежністю (11).

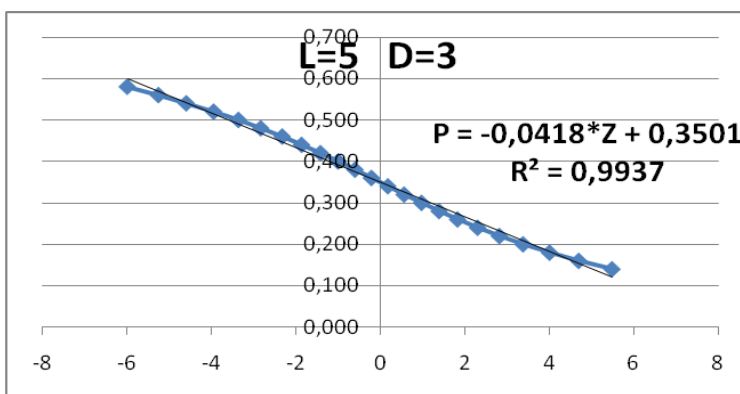


Рис. 3.

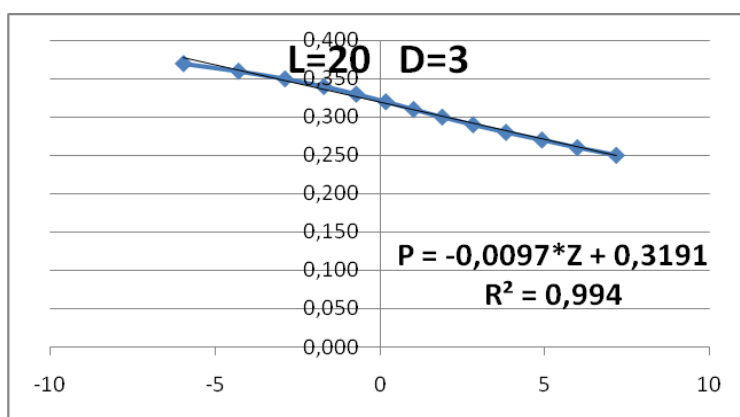


Рис. 4.

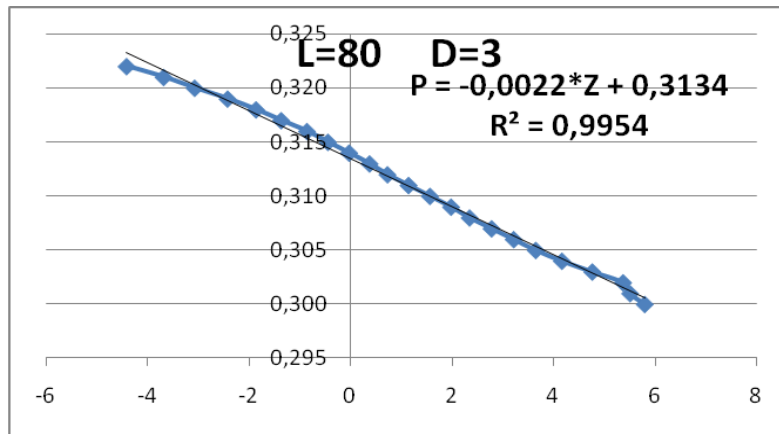


Рис. 5.

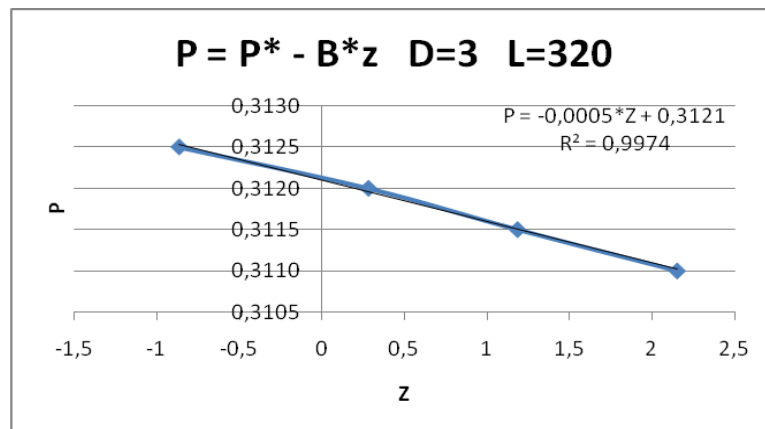


Рис. 6.

Легко бачити, що залежності рис.3-6 побудовані в координатах, що «лінеаризують» залежність (11), а саме:

$$P^* - P = \frac{1}{L} \ln\left(\frac{1}{W} - 1\right)$$

Або:

$$P = P^* - b * Z$$

де:

$$Z = \ln\left(\frac{1}{W} - 1\right); b = \frac{1}{L}$$

На рис.7 наведено залежність порога перколяції від розміру L кінцевомірної області, побудованими за даними рис.3-6. Як слідує з рис.7, при $L^* > 20 \dots 40$ практично зникає вплив масштабу на поріг перколяції P^* .

Високі значення коефіцієнта кореляції ($r > 0,99$) дозволяють стверджувати, що модель (11) адекватно описує кінетику $W(p)$ - ймовірності виникнення з'єднуючого кластера на кінцевомірній області в умовах декартового розбиття. Легко бачити, що розв'язок (11) є одним з варіантів видозміненої моделі Ферхлюйста. Відомо, що модель Ферхлюйста гарно себе зарекомендувала в задачах динаміки популяцій саме в умовах обмежених ресурсів.

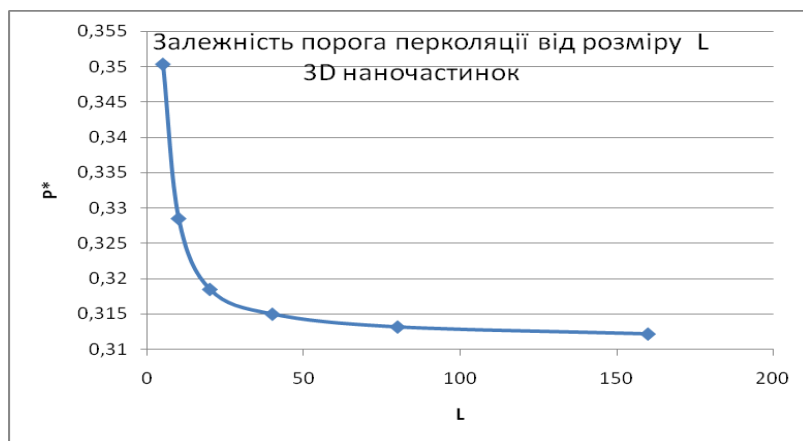


Рис. 7. Залежність порога перколяції P^* від розміру L (за результатами моделювання)

Саме залежність $P^*(L)$ та декартове наближення проф. Грабара (1) дозволили отримати кількісну залежність фрактальної розмірності наночастинок $L \times L \times L$ від масштабної змінної L (рис.8).

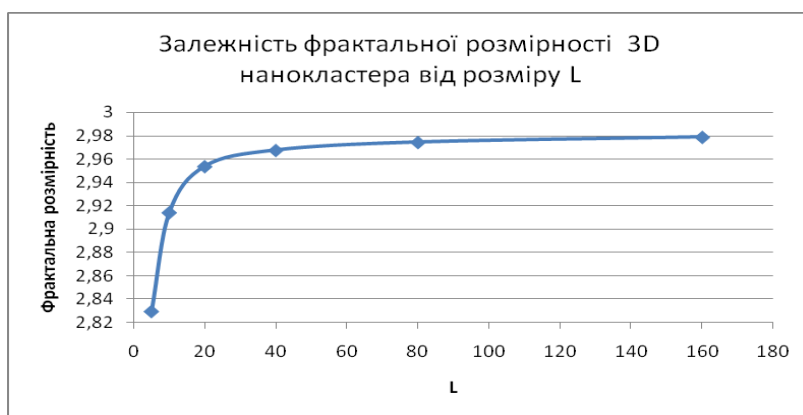


Рис. 8. Фрактальна розмірність нанокластера $L \times L \times L$

При $L \rightarrow \infty$ (11) гарно описує сингулярну функцію типу «сходинки» (рис.1). При цьому виявилася залежність від L не тільки нахилу кривої ФП (ширина розмиття ФП), а й порога перколяції P^* .

Отримана функція розподілу $W(p)$ (11) (функція розмиття перколяційного фазового переходу) порівнювалась за точністю з інтегралом Рімана (рис.9) для апроксимації результатів високоточного комп'ютерного моделювання (10^6 - 10^7 повторів) виникнення з'єднуючого кластера.

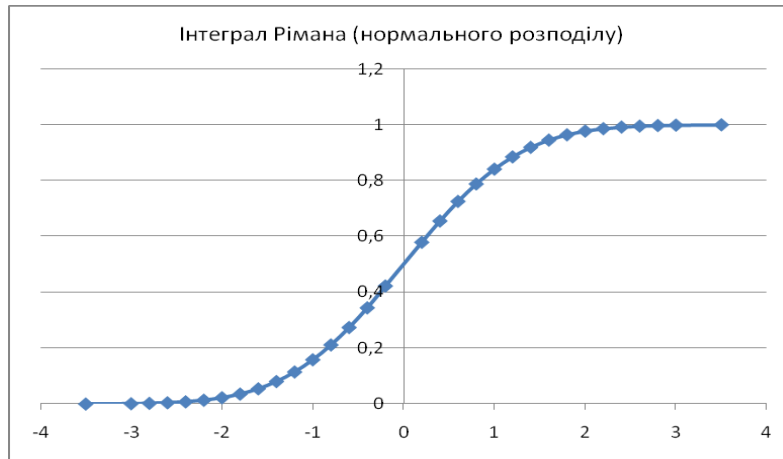
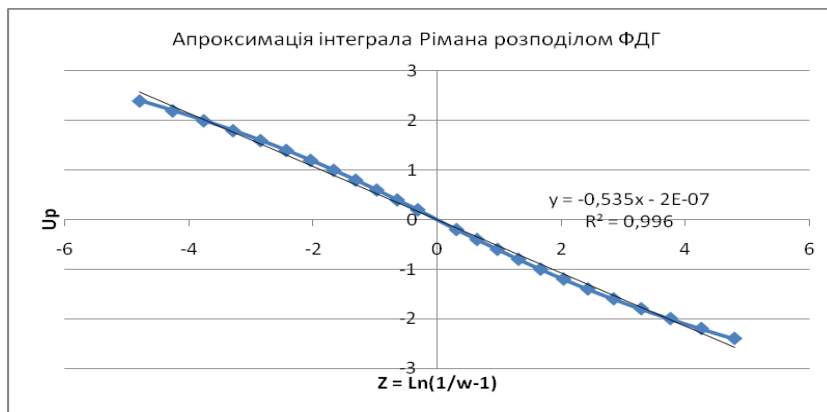
Як слідує з рис. 3-6, можна говорити про рівноцінність апроксимації даних результатів як функцією (11), так і інтегралом Рімана (інтегралом з функції нормального розподілу (12):

$$F(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x \exp\left[-\frac{(x-\bar{x})^2}{2\sigma^2}\right] dx \quad (12)$$

Однак при рівних значеннях достовірності прогнозу (11) має беззаперечні переваги перед (12):

- має просту й зрозумілу фізичну трактовку;
- легко диференціюється та інтегрується в квадратурах;
- не вимагає громіздких числових методів;
- дозволяє при $L \rightarrow \infty$ коректно описати ФП навіть у випадку сходинки (критичні явища).

Крім того, застосування статистики ФДГ (11) для моделювання випадкових подій дозволяє пояснити фізичну природу всюдисущого розповсюдження нормального закону розподілу випадкових величин, трактуючи його як результат внутрішньої видової конкуренції в задачах живої і неживої природи в умовах обмежених ресурсів.

Рис. 9. Інтеграл Рімана для $x_* = \bar{x} = 0; \sigma = 1$ Рис. 10. Апроксимація інтеграла Рімана розподілом функцією ФДГ (в діапазоні значень $Z=[-5+5]$)

Таблиця 1.

Оцінки L^* для наночастинок металів

№п/п	Метал	$a_0, \text{\AA}$	$L^* = (20 \dots 40)a_0, \text{\AA}$	Кількість атомів в елементарній ґратці r	$L^{**} = (20 \dots 40)a_0 / \sqrt[3]{r}, \text{\AA}$
1	Ti	2,95	59...118	-	-
2	V	3,02	60...120	2	47...94
3	Cr	2,88	58...116	2	46...92
4	Fe	2,87	57...114	2	45...90
5	Co	2,51	50...100	-	-
6	Ni	3,52	70...140	4	44...88
7	Cu	3,61	72...144	4	45...90
8	Nb	3,30	66...132	2	52...104
9	Mo	3,15	63...126	2	50...100
10	Ag	4,09	82...164	4	52...104
11	Al	4,05	81...162	4	51...102
12	Au	4,08	82...164	4	52...104
13	Pt	3,92	78...157	4	49...98
14	W	3,16	63...126	2	50...100

Як слідує з рис.8, при $L \geq L^*$ подальше збільшення області не впливає на фрактальну розмірність нанокластерів. Таким чином, $L = L^*$, назване вище кореляційним радіусом, є деяким пороговим значенням кінцевомірної області, перевищення якої не змінює кінетику процесу. В кінетиці об'єктів живої і неживої природи є велика кількість аналогів: критична маса урану в ядерній реакції; максимальна кількість друзів – число Данбара, гранична щільність популяції (ФП розмноження саранчі, роїння бджіл і т.п.); температура спалаху пального, критична маса снігу на схилі гори, що приводить до сходу снігової лавини і т.п.

На рис.11 [9-12] наведені залежності температури плавлення від розміру нано-Al, нано-Au та нано-Ti:

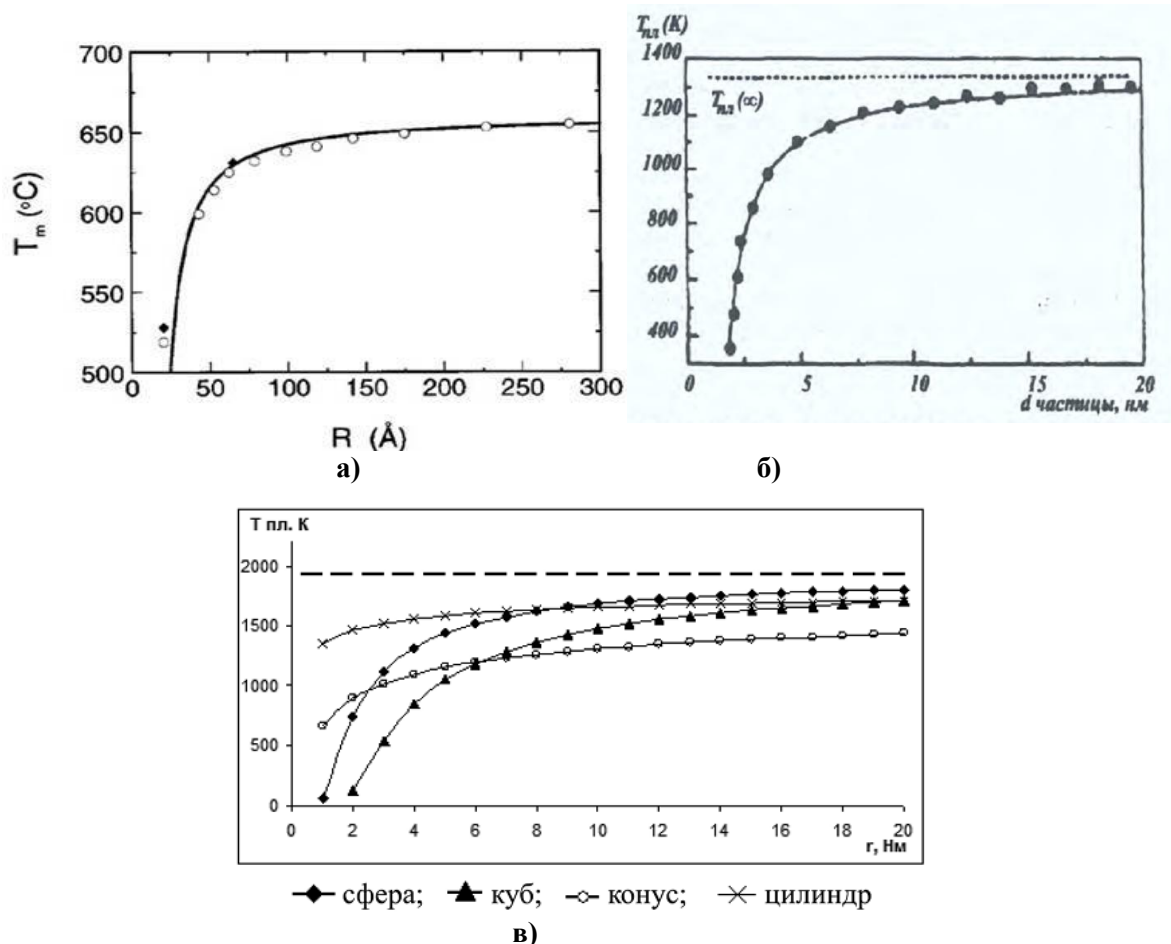


Рис. 11. Масштабні залежності температури плавлення наночастинок алюмінію (а), золота (б) та титану (різної геометрії) [9-12].

Співставлення даних таблиці 1 з рис.11 показує, що залежність температури плавлення наночастинок, більших 50...100 Å, практично наближається до температури плавлення макрооб'ємів.

Висновки:

На основі узагальнення результатів комп'ютерного моделювання та декартового наближення проф. Грабара встановлено кількісний вплив масштабу на поріг перколяції та фрактальну розмірність нанооб'ємів.

Отримано кількісні оцінки значень характерних розмірів наночастинок металів L^* та L^{**} , де зникає вплив масштабу на їх властивості. Показано, що для більшості ОЦК і ГЦК металів $L^* \sim 50 \dots 100$ Å. Показано, що при цих значеннях розмірів наночастинок зникає, наприклад, вплив розміру на їх температуру плавлення.

Для характерних розмірів наночастинок $d \leq (20 \dots 40) a_0$ їх фрактальна розмірність менше трьох ($D < 3$), що дозволяє по новому підійти до пояснення феноменальних властивостей наночастинок та наноматеріалів.

Статистичне моделювання перколяції підтвердило достовірність декартового наближення проф. Грабара про функціональну залежність порога перколяції від фрактальної розмірності простору:

$$P_* = 1 - \ln \frac{D+1}{2}.$$

Доведено, що в умовах конкуренції за обмежені ресурси (вільні клітини) задача перколяції дає коректний розв'язок – розподіл Фермі-Дірака-Габара (ФДГ). ФДГ не тільки кількісно описує розподіл випадкової величини, близької до нормального розподілу, а й розкриває фізичну природу такої «нормальності», як наслідок перколяційного росту кластерів (чи їх аналогів) в умовах конкуренції за обмежені ресурси.

Перспективи подальших досліджень. З нашої точки зору, подальші дослідження варто зосередити на вивченні впливу фрактальної розмірності наночастинок в технологічних задачах:

- на якість композиційних покриттів, що працюють в екстремальних умовах;
- на характеристики міцності та довговічності наноматеріалів.

Література:

1. Грабар І.Г., Грабар О.І., Гутніченко О.А., Кубрак Ю.О. Перколяційно-фрактальні матеріали. – Житомир. – ЖДТУ. – 2007. – 354 с.
2. Грабар І.Г. Перколяційно-фрактальні моделі в сучасному матеріалознавстві. - Наукові нотатки ЛНТУ. – Луцьк. – 2015
3. Грабар І.Г., Грабар О.І. МОДЕЛЮВАННЯ КІНЕТИКИ ХАОТИЗАЦІЇ АТТРАКТОРА ФЕЙГЕНБАУМА І ДИНАМІКА НЕЛІНІЙНИХ СИСТЕМ. - Вісник ЖДТУ. - №3. – 2012
4. Грабар І.Г. Макромодель взаємодії атомів легуючих елементів з матрицею. - В кн.: Доповіді Міжнародної науково – практичної конференції «РЕОЛОГІЧНІ МОДЕЛІ І ПРОЦЕСИ ДЕФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНО – НЕОДНОРІДНИХ МАТЕРІАЛІВ». – Луцьк. – ЛНТУ. – 2016.
5. Ivan G. Grabar. NANOCHAOS in raising a machine reliability and the creation of "eternal" STRUCTURES : CHAOS 2017 Chaotic Modeling and Simulation International <http://www.cmsim.org/>
6. Ivan G. Grabar, Olga I. Grabar, Yuri O. Kubrak, Mykola M. Marchuk. Chaos and a quantitative modeling of the kinetics of phase transitions on the final measure areas: CHAOS 2017 Chaotic Modeling and Simulation International Conference Barcelona, Spain, 30 May – 2 June 2017 <http://www.cmsim.org/>
7. Алиев С.А. "Размытие фазовых переходов в полупроводниках и высокотемпературных сверхпроводниках" Монография- Баку, Элм, 2007 - 286с.
8. Ролов Б.Н. Размытие фазовые переходы Рига, 1972, 311с.
9. Алымов А.И., Шоршоров М.Х. Влияние размерных факторов на температуру плавления и поверхностное натяжение ультрадисперсных частиц. - Изв.РАН. Металлы. 1999, №2, с.29-31
10. Безносок С.А., Бандин А.Е. Компьютерное моделирование плавления сферических наночастиц металлов // Полифункциональные химические материалы и технологии : сб. статей. – Томск, 2007. – Т. 1
11. Головенько Ж.В., Гафнер С.Л., Гафнер Ю.Я. Исследование структурных состояний нанокластеров золота методом молекулярной динамики.// Известия вузов. Физика. – 2008, т. 51, №11/3, с. 186-190.
12. Ph.Buffat,J.-P.Borei.Size effect on the melting temperature of gold particles //Phys.Rev.1976,v.13,p.2287-2298.

Рецензенти:

ЛОСЬ Леонід Васильович, доктор технічних наук, професор кафедри механіки та інженерії агроєкосистем Житомирського національного агроєкологічного університету;

РУДЬ Віктор Дмитрович, доктор технічних наук, професор кафедри прикладної механіки Луцького національного технічного університету.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2017

УДК: 666. 792. 34: 539. 3

О.Н. Григорьев, Л.М. Мелах, А.В. Коротеев, С.М. Иванов, Н.Д. Бега, В.А. Котенко

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

УДАРОСТОЙКАЯ КЕРАМИКА СИСТЕМЫ $B_4C-TiSi_2$

Для керамики системы $B_4C-TiSi_2$ получены данные, подтверждающие перспективность разработки ударостойкой керамики, сочетающей жесткие (карбид бора) и «мягкие» компоненты. В процессе реакционного горячего прессования керамики добавки вторых, кремний-содержащих фаз, обеспечивали требуемый фазовый состав спекаемого материала. В изучаемой системе химические взаимодействия компонентов способствуют образованию жидкой фазы на основе силицида бора, которая в дальнейших взаимодействиях при изотермической выдержке и охлаждении образует зернограничную наноструктурную фазу, близкую к силицидам бора на основе твердых растворов Si-B-C. Реализация жидкофазного спекания приводит к ускорению усадки при температурах порядка $1700^\circ C$ и обеспечивает низкотемпературные режимы горячего прессования. Получаемая керамика в зависимости от состава имеет уровень твердости 17-20 ГПа (при нагрузке на индентор 200 Н), прочность при изгибе до 500 МПа.

Ключевые слова: ударостойкая керамика, горячее прессование, механические свойства
Форм. 3. Рис. 5. Лит. 5

О.М. Григор'єв, Л.М. Мелах, О.В. Коротєєв, С.М. Іванов, М.Д. Бега, В.А. Котенко

УДАРОСТІЙКА КЕРАМІКА СИСТЕМИ $B_4C-TiSi_2$

Для кераміки системи $B_4C-TiSi_2$ отримані дані, що підтверджують перспективність розробки ударостійкої кераміки, що поєднує жорсткі (карбід бору) і «м'які» компоненти. Кераміку отримували в режимі реакційного гарячого пресування в процесі якого добавки других, кремній-вміщуючих фаз, забезпечували необхідний фазовий склад матеріалу, що спікається. У досліджуваній системі хімічні взаємодії компонентів сприяють утворенню рідкої фази на основі силициду бору, яка в подальших взаємодіях при ізотермічній витримці і охолодженні утворює зернограничну наноструктурну фазу, близьку до силициду бору на основі твердих розчинів Si-B-C. Реалізація жидкофазного спікання призводить до прискорення усадки при температурах порядку $1700^\circ C$ і забезпечує низькотемпературні режими гарячого пресування. Отримана кераміка залежно від складу має рівень твердості 17-20 ГПа (при навантаженні на індентор 200 Н), міцність при вигині до 500 МПа.

Ключові слова: ударостійка кераміка, гаряче пресування, механічні властивості

O.N. Grigoriev, L.M. Melakh, A.V. Koroteev, S.M. Ivanov, N.D. Bega, V.A. Kotenko

 $B_4C-TiSi_2$ SYSTEM SHOCK-RESISTANT CERAMICS

Ceramic system $B_4C-TiSi_2$ obtained evidence promising development shock-resistant ceramics, combining hard (boron carbide) and "soft" components. Ceramics obtained reaction hot pressing mode during which the second additive, the silicon-containing phases, provided the desired phase composition of the sintered material. In the study of chemical interaction between the components contribute to the formation of the liquid phase based on boron silicide, which is further reacted with isothermal holding and cooling forms a grain boundary phase nanostructured close to silicides boron-based solid solutions of Si-B-C. Implementation of the liquid phase sintering results to faster shrinkage at temperatures of about $1700^\circ C$ and provides a low-temperature hot pressing modes. The resulting ceramic composition depending on the level of hardness is 17-20 GPa (load on the indenter at 200 N), the flexural strength of 500 MPa.

Keywords: shock-resistant ceramics, hot pressing, mechanical properties

Постановка проблемы. Разработка новых керамических ударостойких материалов напрямую связана с решением задачи оптимизации их состава и структуры с целью повышения сопротивления внедрению ударников. Выполненный ранее анализ механизмов сопротивления керамики внедрению ударников при баллистическом ударе и при квазистатическом нагружении [1] позволил впервые сформулировать требования к броневой керамике, как к объекту, сопротивление которого глубокому прониканию в значительной степени определяется работой уплотнения разрушенного (до порошка) материала преграды, образующегося в приконтактной с ударником области. Было показано, что максимизация работы уплотнения имеет место в композитах с керамической матрицей, которые объединяют "жесткие" и "мягкие" компоненты. При этом в композитах на основе карбида бора сопротивление прониканию может быть в два раза и более раз более высоким, чем у монофазного карбида бора. Именно поэтому высокое сопротивление прониканию проявляется у известных материалов броневое назначения TiN-AlN и SiC-Si (самосвязанного карбида кремния). В рамках этого эффекта авторами разработан ряд новых броневых материалов (карбид бора - карбид кремния, карбид бора - нитрид кремния, карбид бора - силициды титана, карбид бора - борид кальция), перспективных для использования в средствах индивидуальной защиты. Другая, уже технологическая задача - снижение температур спекания и, соответственно, себестоимости изделий. В настоящей работе эта задача решается с помощью

реакционного горячего прессования карбида бора с примесью некоторых соединений, содержащих кремний, что позволяет выполнить спекание в режиме с исчезающей жидкой фазой на основе силицидов бора при температуре порядка 1700°C, т.е. на 400 градусов ниже, по сравнению с режимами горячего прессования собственно карбида бора.

Цель статьи: анализ кинетики процесса уплотнения при реакционном горячем прессовании композиционного материала и механических характеристик системы $B_4C-TiSi_2$

Изложение основного материала. В работе рассматривались композиции, составы которых приведены в таблице 1. Для приготовления образцов использовали технические порошки B_4C (ДСТ 5744-74) абразивного назначения производства Запорожского абразивного комбината (Украина) со средним размером частиц 40 мкм и содержанием свободного углерода $C_b \approx 0,5\%$. Также использовали порошки дисилицида титана $TiSi_2$ производства Донецкого завода химреактивов (Украина) (средний размер частиц 60 мкм, содержание $TiSi_2 > 97\%$) и, в качестве добавки, которая активирует спекание, порошок кремния Si чистотой $>99\%$ (средний размер частичек 100 мкм) производства Запорожского абразивного комбината.

Таблица 1.

Состав исходных шихт.

Маркировка	Состав смеси, мас.%			
	B_4C	$TiSi_2$	Si	C
S3	63	27	10	-
S4	52	35	13	-
S31	66,7	28,6	-	4,7
S32	70	30	-	-
S33	66,3	28,4	5,3	-
S34	62,9	27	10,1	-
S35	60,9	26,1	13	-

Исследовали процесс фазообразования при спекании шихт указанных составов, в которых поддерживается постоянным соотношением $B_4C: TiSi_2 = 70\text{мас.}\% : 30\text{мас.}\%$ и дополнительно вводится углерод (в виде сажи) или разное количество кремния.

В процессе смешивания происходил дополнительный размол частиц с увеличением реакционной поверхности, что способствует улучшению спекания изделий. Смешивание проводили с использованием планетарной мельницы, барабан которой футерован твердыми сплавами. В качестве размольных тел использовали шары из TiB_2 . Для ускорения

процесса размешивания и предупреждения окисления компонентов размешивание проводили в среде ацетона. Режимы размешивания подбирали таким образом, чтобы конечный размер частиц был равен ≤ 2 мкм.

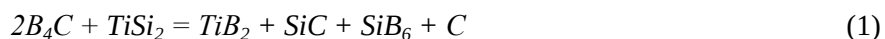
Образцы были изготовлены на установке СПД-120 под давлением 30 МПа. При этом создавалась защитная газовая среда из смеси газов CO и CO_2 при горении углерода пресс-формы и графитового нагревателя. Температура поддерживалась в интервале 1750-1800°C. После горячего прессования проводилась размерная алмазная обработка керамики с получением образцов с размерами $4 \times 4,5 \times 36$ мм.

Исследования составов и характеристик структуры керамики выполняли с помощью методов рентгеновской дифрактометрии, оптической и растровой электронной микроскопии.

Прочность образцов определяли по схеме трехточечного изгиба с базой 30 мм. Для измерения твердости HV образцов использовали шлифы с поверхностью перпендикулярной направлению приложения давления при горячем прессовании. В соответствии с методами индентирования при высоких нагрузках на индентер [2, 3] определяли величины контактной прочности керамики при растяжении и сжатии, которые, в модели внедрения при ударе [4], являются непосредственными параметрами определяющими сопротивление керамики внедрению ударников.

Уплотнение керамики при горячем прессовании. Метод реакционного горячего прессования объединяет традиционное горячее прессование с прохождением химических реакций в спекаемом материале, что позволяет снизить температуры, при которых достигается плотное беспористое состояние и обеспечить получение мелкозернистой и однородной структуры материала.

В данной работе исходили из возможности образования во время процесса спекания таких фаз как B_4Si и B_6Si в рамках реакций взаимодействия компонентов типа:



Исходя из этого соотношения был проведен расчет исходной шихты (таблица 1), в которую для связывания свободного углерода также вводили дополнительно кремний (составы S3 и S4, и их варианты S33-S35).

На первом этапе исследования проводили на модельных смесях: 1) 75 об.% B_4C + 25 об.% $TiSi_2$; 2) 65 об.% B_4C + 35 об.% $TiSi_2$. Исследование процесса горячего прессования этих смесей (рис. 1) позволило установить два температурных интервала, в которых имеет место высокая скорость уплотнения, характерная для спекания в присутствии исчезающей жидкой фазы. Для состава № 2 это наблюдается при температурах 1520-1550 $^{\circ}C$ и 1680-1750 $^{\circ}C$. Для материала состава №1 с пониженным количеством силицида титана зависимость усадки от температуры прессования имеет более плавный характер и выявляемые участки высоких скоростей уплотнения смещены в область более высоких температур. Можно сделать вывод, что в шихте №2 скорость усадки увеличивается с увеличением содержания кремния и силицидных фаз, которые и образуют жидкую фазу.

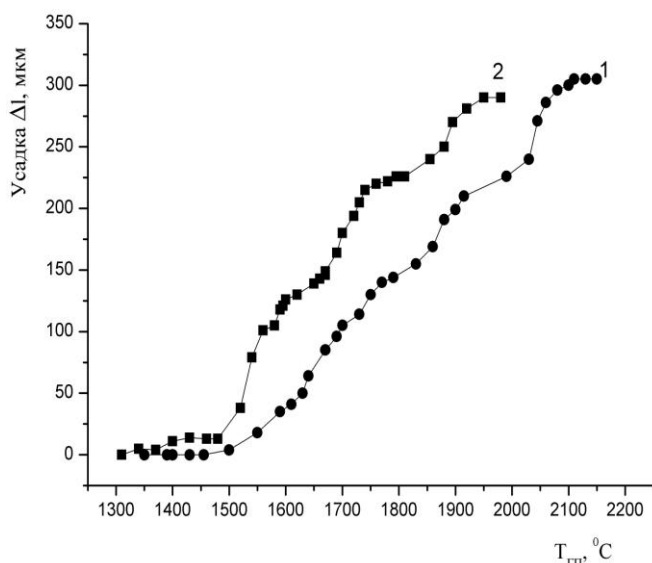


Рис. 1. Зависимость усадки Δl от температуры горячего прессования для модельных шихт составов 1) 75 об.% B_4C + 25 об.% $TiSi_2$ и 2) 65 об.% B_4C + 35 об.% $TiSi_2$.

Для ряда составов (S31; S33; S35 - табл. 1) анализ зависимостей усадки от температуры горячего прессования показывает, что с уменьшением содержания кремния в шихте и при введении углерода, интенсивность усадочных процессов при низких температурах 1500-1600 $^{\circ}C$ уменьшается. А интенсивный процесс уплотнения при температурах 1750-1850 $^{\circ}C$ сохраняется, что приводит к получению беспористых образцов указанных составов при температуре горячего прессования 1850 $^{\circ}C$, давлении прессования 30 МПа и времени выдержки 20 минут.

Фазовый состав материалов на основе системы B_4C - $TiSi_2$. Фазообразование при горячем прессовании изучено по рентгенограммам образцов, полученных при температурах 1250-2100 $^{\circ}C$. Было обнаружено, что исходные шихты после размолла содержали, кроме заданных, незначительное количество дополнительных фаз в виде силицида титана Ti_5Si_3 , карбида и бориды титана, оксидов

титана и кремния, присутствие которых связано с частичным окислением и механоактивационным синтезом при размолле порошков. При этом имеет место как окисление первичных фаз (в первую очередь силицида титана), так и синтез небольшого количества карбида и бориды титана.

Результаты фазового анализа горячепрессованных образцов показали, что в соответствии с реакцией (1), действительно наблюдается образование вторичных диборида титана и карбида кремния (разные его α - и β -модификации, в зависимости от температуры спекания). На рентгенограммах обнаруживается также свободный углерод, присутствующий обычно в гетерофазных материалах на основе карбида бора. Но, ни в одном из исследованных образцов не были найдены кристаллические силициды бора (B_4Si или B_6Si в зависимости от температуры спекания). Хотя особенности кинетики горячего прессования – наличие двух участков ускорения скорости усадки в температурных интервалах 1350-1400 $^{\circ}C$ и 1750-1800 $^{\circ}C$ – указывают на их возможное образование.

Однако, в эксперименте по горячему прессованию шихты S4 при температуре $T=1700^{\circ}C$, в котором имело место разрушение прессформы, в окрестности образца были обнаружены каплеобразные выделения затвердевшей выдавленной из объема спекаемого образца жидкой фазы, микроанализ которой выявил присутствие элементов Si-B-C.

Учитывая высокую скорость охлаждения этого материала, он имеет рентгеноаморфную либо нанокристаллическую структуру. Первый размытый дифракционный максимум на угле $2\theta \approx 12^{\circ}$ приблизительно совпадает с дифракционной линией $d=7,37\text{\AA}$ боросилицидной фазы, которая содержит 40-60 ат.% бора, и имеет, согласно диаграмме состояния бор-кремний,

температуру плавления в области 1700-1750⁰С. Анализ уширения этого максимума с помощью формулы Селякова – Шерера дает размер зерен 3-4 нм. Это подтверждает механизм реакционного спекания исследуемой керамики с формированием исчезающей жидкой фазы расходуемой при взаимодействии с окружающими компонентами на формирование гетерофазной структуры со вторичными фазами в виде боридов титана, карбидов титана и кремния, а также остаточного углерода. Остаточные количества практически рентгеноаморфных боросиликатов на рентгенограммах конечных горячепрессованных образцов рентгенографически не выявляются в виду высокого порога их обнаружения из-за углового уширения рефлексов.

Зеренная структура материалов на основе системы $B_4C-TiSi_2$. Типичная микроструктура керамики представлена на рисунке 2. Анализ микрофотографий показывает, что существенная пористость образцов проявляется только при температурах горячего прессования ниже 1700⁰С, увеличение температуры горячего прессования до 1800⁰С позволяет получить практически беспористые образцы или образцы с незначительной пористостью (порядка 1-2%). На микрофотографиях карбиды бора и кремния представлены зернами черного и серого цвета, борид титана (белая фаза) распределен в виде включений достаточно однородно по объему. Размер зерен обнаруженных фаз не превышает 10 мкм. Внедрение индентора твердости при использовании больших нагрузок на индентор (в интервале 50-200 Н) сопровождается хрупким разрушением непосредственно в области участка контакта (рис. 2б). Анализ областей разрушения при индентировании показал, что разрушение носит интеркристаллитный характер, с распространением трещин между зернами карбида бора по межзеренным прослойкам.

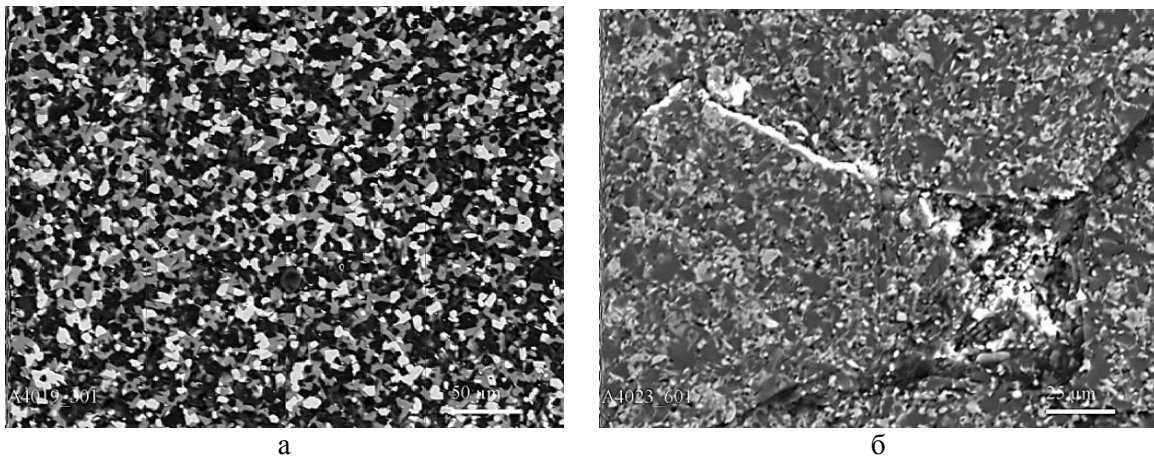


Рис. 2. Микроструктура образцов состава 52 мас.% B_4C +35 мас.% $TiSi_2$ +13 мас.% Si (а) и 66,3 мас.% B_4C +28,4 мас.% $TiSi_2$ +5,3 мас.% Si (б) (с областями разрушения у отпечатков твердости).

Так как исследуемые материалы являются перспективными в качестве стойких к ударным нагрузкам, то был измерен ряд важных механических характеристик: прочность при изгибе, твердость в зависимости от нагрузки, трещиностойкость, а также, в соответствии с [2], контактная прочность при растяжении и сжатии, микроструктурная прочность.

Прочность при изгибе. Значения прочности полученной керамики, измеренные на горячепрессованных образцах при режимах близких к оптимальным, представлены в таблице 2. Величины прочности до 500-520 МПа определяются, в первую очередь, микроструктурной и фазовой неоднородностью керамики.

Таблица 2.

Прочность при изгибе исследуемой керамики					
Материал	S 31	S 32	S 33	S 34	S 35
Прочность, МПа	450	490	520	500	420

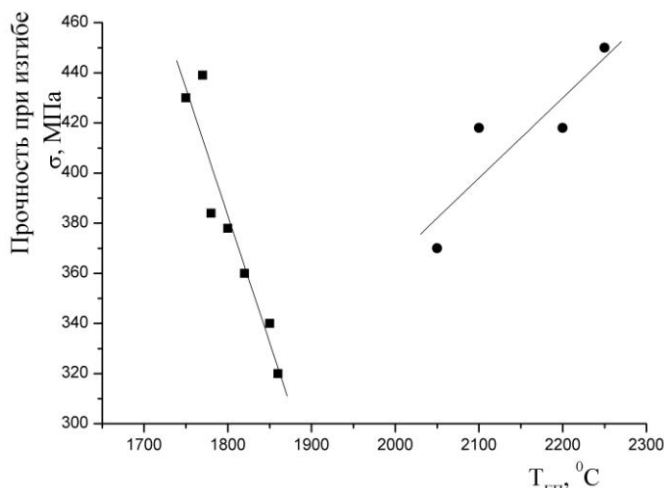


Рис. 3. Зависимость прочности на изгиб σ от температуры горячего прессования T для образцов состава 52 мас.% B_4C +35 мас.% $TiSi_2$ +13 мас.% Si.

Особый интерес представляет анализ прочности в зависимости от температуры горячего прессования (рис. 3). Из рисунка видны два температурных интервала получения керамики: 1) - низкотемпературный (порядка $1700^{\circ}C$ - $1800^{\circ}C$), т.е. при спекании в присутствии исчезающей жидкой фазы и с величинами прочности порядка 500 МПа, с последующим ее снижением с увеличением температуры; 2) - при температурах изотермической выдержки выше $2000^{\circ}C$, когда имеет место традиционное твердофазное спекание с обеспечением высокой прочности только при температурах выше $2000^{\circ}C$. При этом обнаруживается зависимость прочности от массового количества кремния в керамике, что определяет содержание вторых

кремний-содержащих фаз в композите. Оптимальное количество кремния в шихте - 6-7%.

Твердость керамики. В горячепрессованном карбиде бора высокая твердость и сопротивление внедрению обнаруживаются только при малых нагрузках на индентер ($HV \sim 30-35$ ГПа при $P < 2N$), а при переходе к высоким нагрузкам ($P > 200N$) величина твердости падает до значений менее 13 ГПа из-за макроразрушения в области внедрения, когда становится невозможным определить и саму величину твердости. В рассматриваемом композиционном материале на основе карбида бора новообразованные фазы на основе силицидов бора являются относительно «мягкими» тугоплавкими соединениями с соотношением твердости по Мейеру к модулю нормальной упругости HM/E более низким, чем у B_4C . Тем не менее, в зависимости от их состава и объемного содержания, значения макротвердости находятся в интервале 14-20 ГПа в широком интервале нагрузок на индентер (50-200 Н), т.е. на уровне много большем, чем в однофазном карбиде бора. Важнейшей является обнаруживаемая слабая зависимость твердости от нагрузки, что означает высокое сопротивление керамики внедрению из-за затрудненности процессов макроразрушения в исследуемой керамике [1]. Наибольшие значения твердости наблюдаются у образцов состава S32 (не содержащих добавочные количества кремния).

В ранних работах [2, 3] были введены контактные прочности керамики при растяжении и сжатии, определяемые по числам твердости и размеру областей разрушения в области внедрения индентеров, а также известным упругим характеристикам (E и ν) материала. Эти характеристики керамики, определяющие, в первую очередь, ее сопротивление внедрению при ударе, а также другие механические свойства, представлены в таблице 3.

Таблица 3.

Значения контактной прочности и других характеристик некоторых образцов (измерения при нагрузке на индентер 200Н)

Образец	Контактная прочность при растяжении σ_r , ГПа	Контактная прочность при сжатии σ_c , ГПа	Микроструктурная прочность S , ГПа	Трещиностойкость K_{Ic} , МПа*м ^{1/2}
S32	0,472	4,1	0,53	5,1
S33	0,563	3,3	0,67	6,1
S35	0,478	2,7	0,58	6,1

Большой массив получаемых методом индентирования прочностных данных позволяет выполнить также статистический анализ в рамках, например, теории Вейбулла. При этом для контактной прочности при растяжении характерна масштабная зависимость прочности (ее падение при увеличении нагрузки на индентер, т. е. с ростом размера области разрушения возле отпечатка), причем значения контактной

прочности на растяжение при больших нагрузках оказываются порядка обнаруживаемых при испытаниях на изгиб.

Значение контактной прочности при сжатии (Y) находится при в интервале 2 - 4 ГПа, что характерно и для прочности обсуждаемых керамических материалов при обычных испытаниях на сжатие. Уровень Y определяется в основном значением HM , отношением HM/E и относительно слабо зависит от контактной прочности при растяжении σ_f .

Для хрупких материалов характерны значительные отличия между величинами прочности при сжатии и растяжении. Возможность определения контактной прочности хрупких материалов при сжатии и растяжении в экспериментах по индентированию стимулируют исследования природы этих отличий. Такой анализ нами выполнен с использованием представлений о микроструктурном критерии хрупкого разрушения, рассмотренного в [3]. В соответствии с [3] разрушение рассматривается как процесс накопления повреждений (микротрещин), которые образуются при условиях, что в микрообъемах материала присутствуют растягивающие напряжения II рода (σ_{11}), превышающие некоторую критическую величину S (среднее сопротивление частиц микроструктуры хрупкому разрушению). На основании предположений: 1) напряжения второго рода распределены по закону, который аппроксимируется нормальным распределением; 2) дисперсия распределения напряжений второго рода пропорциональна объемной плотности энергии упругих деформаций первого рода, авторами [20] получено соотношение, которое определяет параметр S через значение σ_f и Y :

$$S = \frac{Y \cdot \sigma_f}{Y - \sigma_f} \quad (2).$$

Увеличение параметра S , которое имеет место при близких значениях σ_f и Y (низкое отношение Y/σ_f) отвечает увеличению прочности элементов микроструктуры (зерен фаз или границ их раздела). Значения микроструктурной прочности, а также трещиностойкости, измеренной методами IF (fracture indentation) исследуемых образцов представлены в таблице 3.

В рассматриваемом случае микроструктурная прочность характеризует прочность зернограницных прослоек керамики (наноструктурного или рентгеноаморфного материала на основе силицидов бора) и оказывается порядка 500 МПа для образцов различного состава.

Как следует из таблицы 3, трещиностойкость полученной керамики находится в интервале 5-6 МПа*м^{1/2} и определяется прочностными и структурными характеристиками вышеупомянутых зернограницных прослоек на основе силицидов бора. Ранее нами был проведен анализ между микроструктурной (зернограницной) прочностью и такими прочностными характеристиками как трещиностойкость, прочность при сжатии [5]. В данном случае отметим также корреляцию между микроструктурной прочностью и контактной прочностью при растяжении получаемой керамики (рис. 4).

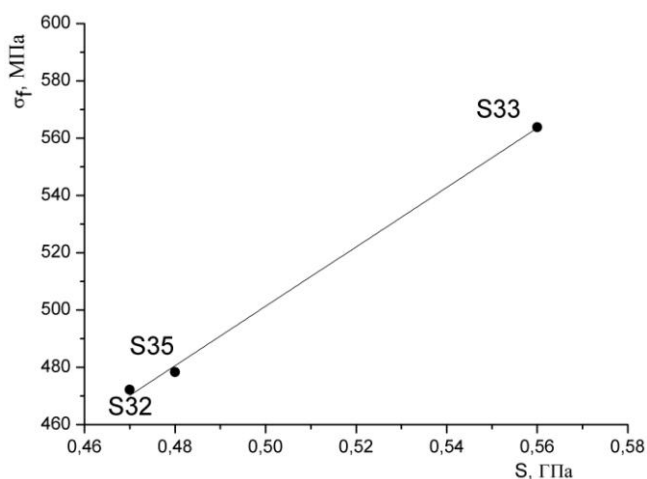


Рис. 4. Соотношения между зернограницной прочностью S и контактной прочностью при растяжении σ_f изучаемой керамики при $P=200H$.

В рамках модели Галанова и соавторов [4], прочностные характеристики керамики (контактная прочность при сжатии и растяжении), наряду с упругими характеристиками, непосредственно определяют развивающиеся при ударе давления на площадке контакта и глубину внедрения ударника (вольфрамовый стержень), т.е. характеристики сопротивления керамики внедрению при ударе. Расчеты баллистических характеристик керамики на основе карбида бора, определяющих их броневые свойства выполнены для горячепрессованного карбида бора и изучаемых материалов керамики S32 и S33, обладающих следующими характеристиками (Табл. 4).

Таблиця 4.

Физико-механические свойства некоторых керамических материалов на основе карбида бора

№ образца	$HM_{p=200H}$, ГПа	Y , ГПа	σ_p , МПа	Плотность ρ , г/см ³	E , ГПа	Коэф. Пуассона ν	R_b , ГПа
S32	18,3	4,1	472,2	2,98	340,0	0,18	14,37
S33	16,5	3,3	563,8	2,95	340,0	0,18	12,67

Как показывают результаты расчетов для керамики S33 (66,3 мас.% B_4C +28,4 мас.% $TiSi_2$ +5,3 мас.% Si) величина сопротивления баллистическому удару R_b согласно формуле Алексеевского-Тейга

$$p_c = \frac{1}{2} p_t U^2 + R_t = \frac{1}{2} p_p (V - U)^2 + Y_p, \quad (3)$$

оказывается примерно совпадающей с таковой у керамики из карбида бора (рис 5б) и значительно более высокой у керамики S32 (70 мас.% B_4C +30 мас.% $TiSi_2$) (5а). Оба типа новой керамики получены при температуре около 1800°C, что на 400 градусов ниже, чем при горячем прессовании других керамических материалов на основе карбида бора.

Отметим, что в рассматриваемых новых композиционных материалах на основе карбида бора новообразованные фазы на основе силицидов бора являются относительно «мягкими» тугоплавкими соединениями с соотношением твердости по Мейеру к модулю нормальной упругости HM/E более низким, чем у B_4C . Именно это и обеспечивает композитам высокие прочностные свойства и сопротивление проникновению при ударе.

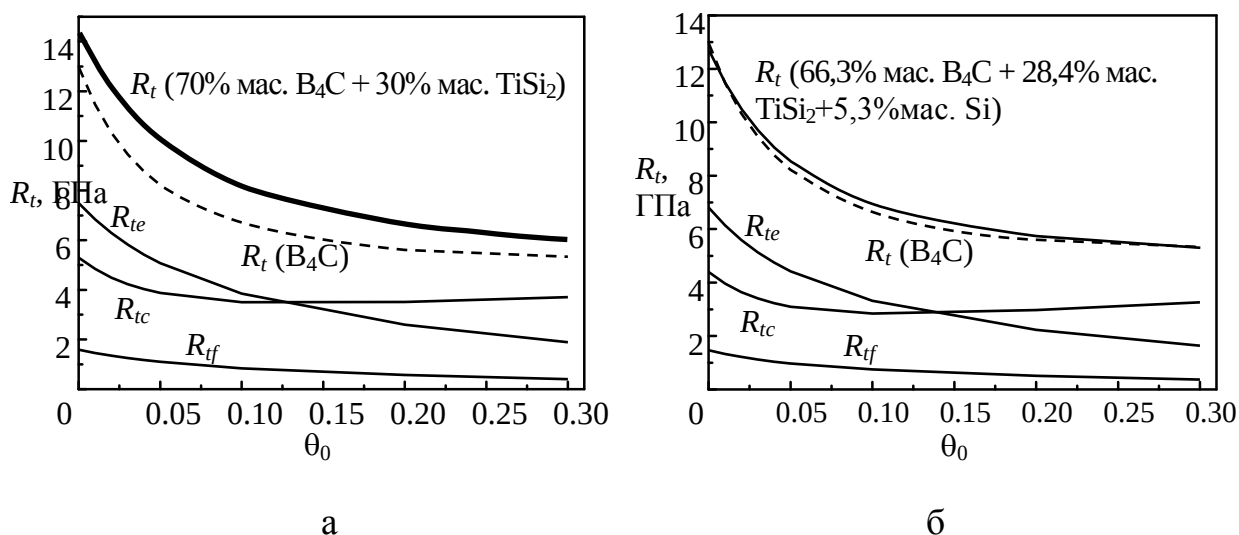


Рис. 5. Зависимости сопротивления прониканию R_t от пористости θ_0 для керамик 70 мас.% B_4C +30 мас.% $TiSi_2$ (а) и 66,3 мас.% B_4C +28,4 мас.% $TiSi_2$ +5,3 мас.% Si (б).

Выводы: 1. Изучена кинетика процесса уплотнения при реакционном горячем прессовании композиционного материала на основе системы B_4C - $TiSi_2$ и определены основные фазовые превращения в системе с образованием жидкой фазы на основе силицидов бора. На основе полученных данных разработана технология горячего прессования композиционного материала системы B_4C - $TiSi_2$ с исчезающей жидкой фазой. Установлено, что для условий опытно-промышленного производства оптимальными режимами такого процесса является температура горячего прессования 1750-1800°C, что на 300-400 градусов ниже, чем при горячем прессовании изделий из карбида бора.

2. Изучены механические свойства материала, которые свидетельствуют о высоких значениях прочности на изгиб, контактной прочности при растяжении и сжатии, микроструктурной (зернограницной) прочности и твердости, определяющих в совокупности перспективность использования изучаемой керамики в качестве ударостойких и износостойких материалов.

Литература:

1. Галанов Б.А. Деформация и разрушение сверхтвердых материалов при сосредоточенном нагружении / Б.А. Галанов, О.Н. Григорьев // Проблемы прочности.-1986.-№10.-С.34-42.
2. Григорьев О.Н. Контактная прочность и трещиностойкость хрупких материалов / О.Н. Григорьев, Б.А. Галанов, В.А. Котенко и др. // Металлофизика и новейшие технологии. - 2005.-№8.-С. 1001-1018.
3. Галанов Б.А. Статистические характеристики контактной прочности керамики / Б.А. Галанов, О.Н. Григорьев, Е.Г. Трунова // Электронная микроскопия и прочность материалов. Труды Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Серия Физическое материаловедение, структура и свойства материалов. - вып. 11. - Киев, 2001. - С. 125 - 135.
4. Галанов Б.А. Аналитическая модель индентирования хрупких материалов / Б.А. Галанов, О.Н. Григорьев // Электронная микроскопия и прочность материалов. Киев: Изд-во ИПМ НАНУ.-2006, - № 14.- С.4 – 42.
5. Григорьев О.Н. Структурообразование и механические свойства диборида циркония в присутствии активирующих спекание добавок / О.Н. Григорьев, Л.М. Мелах, Б.А. Галанов, А.В. Коротеев, Т.В. Мосина и др. // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2015. - №21. – С. 111-129.

Рецензенты:

Подчерняева И.А. – вед. н. сотр. ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины, профессор, д. техн. наук.

Гогоци Г.А. - вед. н. сотр. ИПП им. Г.С. Писаренка НАН Украины, профессор, д. техн. наук.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017.

УДК 666.3.7:620.193

**О.М. Григорьев¹, І.П. Нешпор¹, Т.В. Мосіна¹, В.Б. Винокуров¹, О.В. Коротеев¹, Д.В. Ведель¹,
Л. Сільвестроні²***ІПМ, Інститут проблем матеріалознавства ім. Францевича, Київ, Україна¹;
ISTEC, Institute for Science and Technology for Ceramics, Faenza, Italy, Інститут кераміки, Фаєнза,
Італія²;***ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ УЛЬТРА-ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ КЕРАМІКИ
НА ОСНОВІ ZrB_2 НА ЇЇ КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ**

В роботі вивчено корозійну поведінку кераміки системи ZrB_2 -15% $MoSi_2$, отриманої методом гарячого пресування в атмосфері CO-CO₂ (ГП) та вакуумним гарячим пресуванням (ВГП). Було досліджено структуру та фазовий склад керамік. Окислення проводили на повітрі при температурі 1550 °С та циклічно при 1650 °С. Крім того, проводили циклічне окислення при термоциклюванні в потоці продуктів згоряння авіаційного палива в діапазоні температур 1400 - 1500 °С. На поверхнях і перетинах цих зразків вивчали мікроструктурні зміни, викликані окисленням за допомогою РФА, РЕМ і МРСА. Метод отримання зразків впливає на поведінку матеріалів при окисленні. Матеріали, отримані методом вакуумного гарячого пресування, мають більш високий опір окисленню. Додавка $MoSi_2$ підвищує стійкість матеріалу до впливу окислювального середовища за рахунок утворення щільної захисної плівки з оксиду кремнію. Висока стійкість при термоциклюванні в потоці продуктів згоряння авіаційного палива із збереженням високого рівня міцнісних характеристик роблять матеріал перспективним для екстремальних умов використання.

Ключові слова: Борид цирконію (ZrB_2), дисилицид молибдену ($MoSi_2$), гаряче пресування, вакуумне гаряче пресування, окислення, термоциклювання

**О.Н. Григорьев¹, И.П. Нешпор¹, Т.В. Мосина¹, В.Б. Винокуров¹, А.В. Коротеев¹, Д.В. Ведель¹,
Л. Сильвестрони²***ИПМ, Институт проблем материаловедения им. Францевича, Киев, Украина¹;
ISTEC, Institute for Science and Technology for Ceramics, Faenza, Italy, Институт керамики,
Фаенза, Италия²***ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРА-ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ
КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ZrB_2 НА ЕЕ КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ**

В работе изучено коррозионное поведение керамики системы ZrB_2 -15% $MoSi_2$, полученной методом горячего прессования в атмосфере CO-CO₂ (ГП) и вакуумным горячим прессованием (ВГП). Была исследована структура и фазовый состав керамик. Окисление проводили на воздухе при температуре 1550 °С и циклически при 1650 °С. Кроме того, было проведено циклическое окисление при термоциклировании в потоке продуктов сгорания авиационного топлива в диапазоне температур 1400 - 1500 °С. На поверхностях и шлифах поперечных сечений этих образцов изучали микроструктурные изменения, вызванные окислением с помощью РФА, РЕМ и МРСА. Метод получения образцов влияет на поведение материалов при окислении. Материалы, полученные методом вакуумного горячего прессования, имеют более высокое сопротивление окислению. Додавка $MoSi_2$ повышает устойчивость материала к воздействию окислительной среды за счет образования плотной защитной пленки из оксида кремния. Высокая устойчивость при термоциклировании в потоке продуктов сгорания авиационного топлива с сохранением высокого уровня прочностных характеристик делают материал перспективным для экстремальных условий применения.

Ключевые слова: Борид циркония (ZrB_2), дисилицид молибдена ($MoSi_2$), горячее прессование, вакуумное горячее прессование, окисление, термоциклирование

**O. Grigoriev¹, I. Neshpor¹, T. Mosina¹, V. Vinokurov¹, O. Koroteev¹, D. Vedel¹, L. Silvestroni²
THE INFLUENCE OF ZrB_2 ULTRA-HIGH TEMPERATURE CERAMICS MANUFACTURING
TECHNOLOGY ON CORROSION RESISTANCE**

The ZrB_2 -15% $MoSi_2$ ceramics obtained by hot pressing in an atmosphere of CO-CO₂ (HP) and vacuum hot pressing (VHP) corrosion behavior have been studied. The ceramics structure and phase composition have been investigated. Oxidation was carried out in air at a temperature of 1550 °C and at 1650 °C cyclically. Moreover, cyclic oxidation at thermal cycling in the flow of aviation fuel combustion products at a thermal gradient of 1400 - 1500 °C has been carried out. Microstructural changes caused by oxidation have been studied on surfaces and specimens cross sections by XRD, REM and SEM methods. The materials obtained by vacuum hot pressing have higher resistance to oxidation. The $MoSi_2$ additive increases the material resistance to the impact of oxidation environment due to the formation of a dense silicon oxide protective film. Material high stability at thermal cycling in a stream of aviation fuel combustion products at a high level of mechanical characteristics retaining make the material promising for extreme application conditions.

Key words: Zirconium boride (ZrB_2), molybdenum silicide ($MoSi_2$), hot pressing, vacuum hot pressing, oxidation, thermal cycling.

1. Вступ.

Ультрависокотемпературна кераміка є перспективним матеріалом для теплового захисту гіперзвукових аерокосмічних або багаторазових апаратів, що спускаються, спеціальних компонентів для двигунів, елементів печей, вогнетривких тиглів та ін. Гострі направляючі кромки і носові обтікачі мають стояти при високих температурах і термоциклюванні в окислювальному середовищі. Матеріали повинні мати високу стійкість до окислення, необхідні термоударні властивості і низьку повзучість. Наявні в даний час теплозахисні матеріали, які обмежуються кераміками на основі SiC, Si₃N₄, оксидною керамікою і теплозахисними композитами C / C, мають високу стійкість до окислення тільки до 1600 ° C з не дуже високою стійкістю при термоциклюванні. УВТК на основі ZrB₂ є найбільш перспективними матеріалами для застосування в екстремальних умовах через поєднання високої температури плавлення, високої теплопровідності, а також стійкості до ерозії і корозії [1-9]. Для того, щоб дослідити корозійну поведінку УВТК на основі ZrB₂, отриманих методами гарячого пресування і вакуумного гарячого пресування матеріали були піддані окисленню при 1550 ° C на повітрі.

2. Експериментальні дані

Композити на основі ZrB₂ було отримано методом гарячого пресування без захисної атмосфери і вакуумним гарячим пресуванням. Характеристики вихідних матеріалів: ZrB₂ виробництва ПІАМ, Китай, має розмір фракції 1,0 мкм, з чистотою 98,7% з основною домішкою O: 0,8% та C: 0,3%. Дисиліцид молібдену (MoSi₂) виробництва ПІАМ, Китай, має розмір фракції 1,0-3,0 мкм, чистотою 98,5% з основною домішкою O: 1,2% та Fe: 0,3%.

Окислювальні випробування проводилися на повітрі в неізотермічних умовах з швидкістю нагріву 3-4 град / хв. при температурі 1550 ° C протягом 30 хв. з повільним охолодженням печі. Окислення проводили в печі VMK 1600 (виробництва Linn High Term). Крім того зразки піддавали термоциклюванню при температурі 1650° C з охолодженням на повітрі до 500° C, нагрівом до 1650° C і витримкою 15 хв, тричі, на обладнанні CNR (Nannetti FC18, Faenza, Italy). Крім того, було досліджено поведінку кераміки при термоциклюванні у середовищі продуктів згоряння палива при температурах 1400 - 1500 ° C, на тестовому стенді КБ "Прогрес". Об'ємні щільності були виміряні за допомогою методу Архімеда і підтверджені методом СЕМ. Перед експериментом зразки очищували розчинником, зважували і вимірювали їх розміри (довжину, товщину і ширину). Зміни після окислення оцінювали шляхом розрахунку відношення приросту ваги, в зв'язку з утворенням оксиду, і питомої площі поверхні перед експериментом.

Мікроструктурні зміни, викликані окисленням вивчали на поверхнях і перетинах цих зразків за допомогою рентгенівської дифракції, оптичної мікроскопії, просвічуючої електронної мікроскопії, РСМ і МРСА.

Зразки отримували методом ГП в графітових пресформах при температурі 2010° C з відносною щільністю 86.8% та методом ВГП при температурі 2150° C, навантаженні 48 МПа протягом 10хв.

3. Поведінка при окисленні

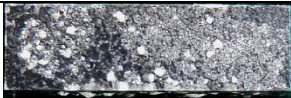
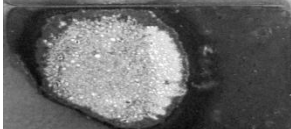
Гарячепресовані зразки кераміки ZrB₂-15%MoSi₂ були окислені при температурі 1550°С протягом 30 хв. з повільним охолодженням разом з піччю. Окислення керамік проводили в печі VMK 1600 виробництва Linn High Term.

Візуальний огляд поверхні окислених зразків дає можливість отримання інформації про поведінку кераміки при окисленні. Зовнішній вигляд керамік, Окислення при 1550°С призводить до появи плівки біло-жовтуватого кольору на поверхні зразків.

В таблиці 1 наведено зовнішній вигляд зразків після окислення, питомий приріст ваги та фазовий склад продуктів окислення керамік, отриманих ГП та ВГП при температурах 1550°С протягом 15 хв.

Таблиця 1.

Окислення керамік та фазовий склад продуктів окислення керамік, отриманих ГП та ВГП при температурі 1550°C протягом 15 хв.

Склад, метод	Вигляд	Приріст маси, г/см ²	XRD
ZrB ₂ -15%MoSi ₂ (Z-MS) (HP),		0,0016	Si O ₂ Zr Si O ₄ Zr O ₂
ZrB ₂ -15%MoSi ₂ (Z-MS) (VHP),		-0,0018	Zr B ₂ , Zr O ₂ Si O ₂ , Zr Si O ₄ ,

В цілому, аналізуючи питомий приріст ваги слід зазначити, що кераміки мають досить велику корозійну стійкість. При окисленні кераміки складу Z-MS утворюються оксиди цирконію, кремнію та циркон при температурі окислення 1550°C (30 хв.) При окисленні кераміки, отриманої вакуумним гарячим пресуванням при 1550 °C (30 хв.) у поверхневих шарах формуються оксиди цирконію, кремнію, циркон і зберігається ZrB₂.

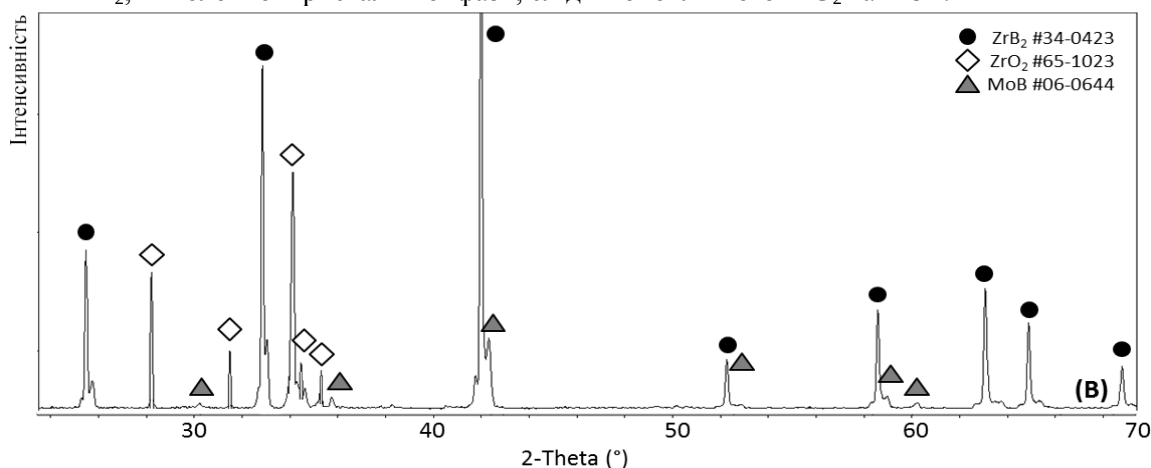
Після термоциклювання кераміки, що вивчається при температурі 1650°C протягом 45 хв. кращі результати мала кераміка, отримана вакуумним гарячим пресуванням (табл.2). Зразок, отриманий ГП вкрився пухірями, тоді, як зразок, отриманий ВГП практично не змінив колір і стан поверхні, і його питомий приріст ваги був незначним і становив 0,2-0.3%/cm² після першого термоциклу і додав 0.1% після третього.

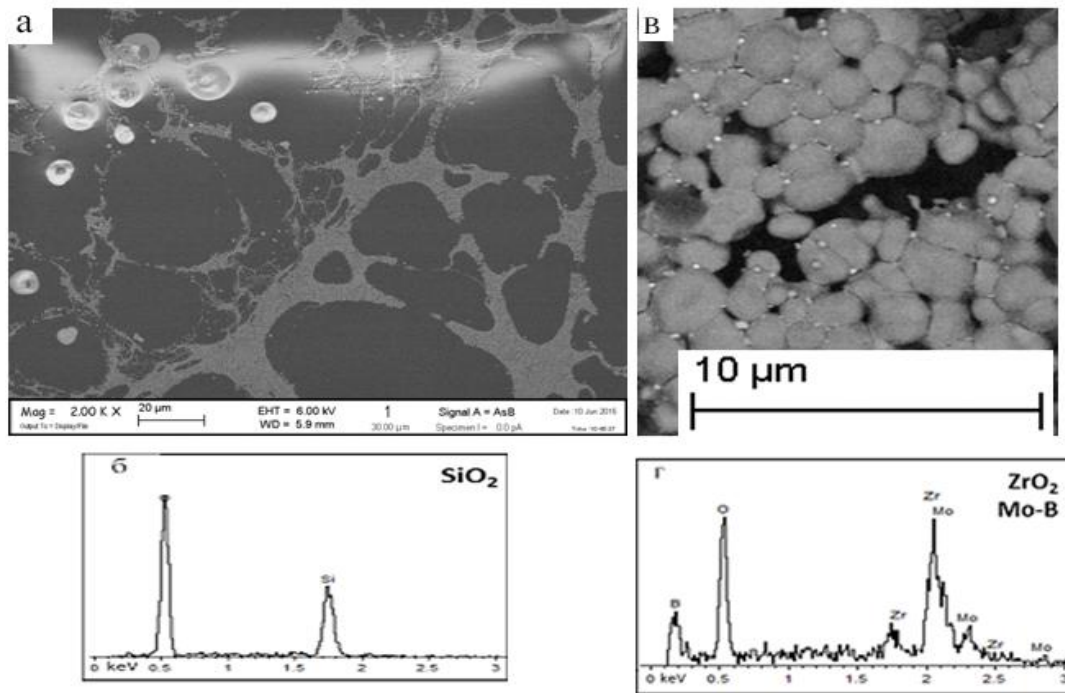
Таблиця 1.

Окислена кераміка, отримана ГП та ВГП при температурі 1650°C протягом 15 хв.

Склад, метод	Вигляд	Приріст маси, %/cm ²	XRD
ZrB ₂ -15%MoSi ₂ (Z-MS (HP))		0,3	Si O ₂ Zr Si O ₄ Zr O ₂
ZrB ₂ -15%MoSi ₂ (Z-MS (VHP))		0,2	ZrB ₂ Zr O ₂ MoB ₅

Дифрактограму, зняту з поверхні окисленого зразка отриманого вакуумним гарячим пресуванням після його термоциклювання, наведено на Рис.1 Основними кристалічними фазами є залишки ZrB₂, як головної кристалічної фази, сліди моноклінного ZrO₂ та MoB.

Рис 1. Дифрактограма з поверхні окисленого зразка ZrB₂-15%MoSi₂



а-г) SEM зображення окисленої поверхні а) з'являється склофаза SiO_2 з кристалічними агрегатами та в) збільшене зображення виділень ZrO_2 з включеннями Мо-В та б), г) відповідний спектр EDS.

Рис.2. SEM зображення окисленої поверхні матеріалу та EDS спектри

МРСА зображення демонструють, що матеріал, отриманий ВГП вкрито щільною плівкою із скла на основі оксиду кремнію з яскравими кристалічними виділеннями. Фазовий склад представлено невеликою кількістю включень Мо-В. Крім того спостерігається утворення агрегатів ZrO_2 , розташованих в області, збагаченій SiO_2 . Збільшене зображення яскравих виділень демонструє утворення крихітних яскравих округлих частинок, що рівномірно розподілені на поверхні зерен ZrO_2 , та містять Мо-В і мають діаметр 50 -180 нм.

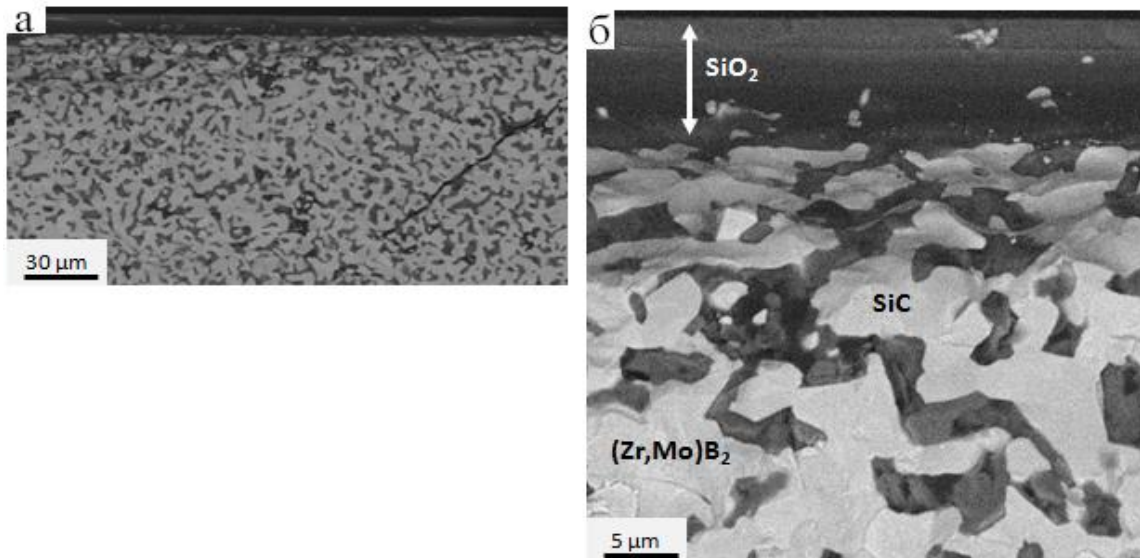


Рис. 3. REM зображення поперечного шліфа окисленого матеріалу при різних збільшеннях

РЕМ зображення поперечного шліфа окисленого матеріалу наведено на рис.3. Можна спостерігати високу корозійну стійкість матеріалу, на поверхні якого утворюється щільний шар у 20 мкм з склофазы SiO_2 , що ефективно захищає матеріал, неперивний твердий розчин з великим вмістом Мо $(\text{Zr}_{0.88}\text{Mo}_{0.12})\text{B}_2$, та близько 15 об% SiC пластинчастої форми.

Крім того, було вивчено поведінку кераміки ZrB_2 - $MoSi_2$ при термоциклюванні в потоці продуктів згоряння авіаційного палива при перепаді температур 1400 – 1500 °С (Рис.4).



Рис.4. Зовнішній вигляд випробувань на термоциклювання в полум'ї вогнемету.

Виявлено, що при окисленні кераміки під час випробувань в інтервалі 1000-3000 циклів, має місце заліковування поверхневих дефектів кераміки, що утворюються під час її абразивної обробки, зі збільшенням її міцності від рівня 350 МПа до 450-500 МПа. Ці високі значення міцності зберігаються при подальших випробуваннях при кількості циклів при термоциклированні до 6000.

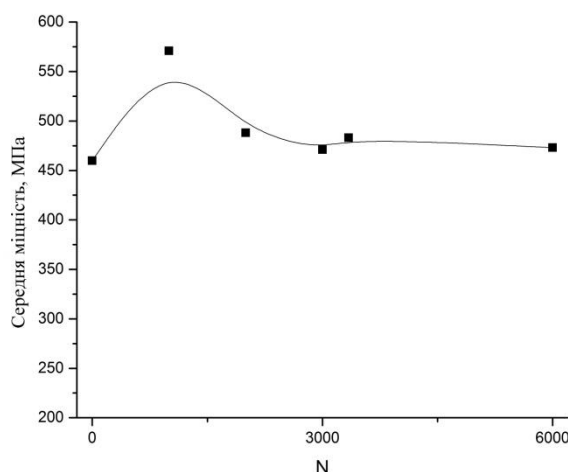


Рис.5. Залишкова міцність кераміки після термоциклювання ($\Delta T=1400$ С, N – кількість циклів)

Це означає, що на виконаній базі випробувань у 6000 циклів не розвиваються процеси деградації міцності і це відкриває перспективи використання кераміки для високотемпературних умов експлуатації.

Було проведено випробування зразків відібраних складів на міцність на вигин при кімнатній температурі та температурі 1400 °С. Зразки було виготовлено з порошків китайського виробництва. Отримані зразки мають підвищені значення міцності на вигин і становлять 500-600 МПа, що вище ніж попередні значення. Це досягається завдяки дефектності порошків та їх здатності утворювати блочну структуру, що сприяє кращому ущільненню матеріалу при спіканні.

Висновки.

Аналізуючи питомий приріст ваги та фазовий склад продуктів окислення слід зазначити, що матеріал має досить велику корозійну стійкість, добавка $MoSi_2$ підвищує стійкість матеріалу до впливу окислювального середовища за рахунок утворення щільної захисної плівки з оксиду кремнію, дифундуючий Мо з твердого розчину, який входить в область оксидного шару на базі ZrO_2 зв'язується з утворенням включень бориду молібдену, що різко знижує спучування

приповерхневих шарів за рахунок запобігання утворенню відповідального за ці процеси MoO_3 , більший розмір зерен перешкоджає проникненню кисню через боросилікатну склофазу.

Кераміки, отримані методом вакуумного гарячого пресування мають більшу стійкість до окислення (можливо за рахунок більшої щільності матеріалу), порівняно з кераміками, отриманими методом гарячого пресування.

Висока стійкість матеріалу при термоциклюванні робить матеріал перспективним для використання в екстремальних умовах експлуатації.

Література

1. Shu-Qi Guo, Densification of ZrB_2 – based composites and their mechanical and physical properties: A review. Journal of the European Ceramic Society, 2009, 29, 995-1011
2. Monteverde F., Bellosi A., Oxidation of ZrB_2 -based ceramics in dry air. J. Electrochem Soc., 2003; 150: B552-9
3. Ping Hu, Xing-Hong Zhang, Jie-Cai Han, effect of Various Additives on the Oxidation Behavior of ZrB_2 -Based Ultra-High-Temperature Ceramics at 1800°C, J. Am. Ceram. Soc., 2010, 93(2), 345-349
4. Grigoriev O.N., Galanov B.A., Lavrenko V.A., Panasyuk A.D., Ivanov S.M., Koroteev A.V. and Nickel K.G. Oxidation of $\text{ZnB}_2 - \text{SiC} - \text{ZrSi}_2$ ceramics in oxygen // J. Eur. Ceram. Soc., 2010; 30: 2397-2405.
5. Justin J.F., Jankowiak A., Ultra-High temperature Ceramics: Densification, Properties and Thermal Stability, J. AerispaceLab, 2011, 3, 1-10
6. Diletta Sciti, Raffaele Savino, Laura Silvestroni, Areothermal Behaviour of a SiC fibre-reinforced ZrB_2 sharp component in supersonic regime, J. Europ. Ceram. Soc., 2012, 32, 1837-1845
7. Lavrenko V.A., Panasyuk A.D., Grigoriev O.N., Koroteev A.V., The peculiarities of ZrB_2 - MoSi_2 system high-temperature (up to 1600°C) oxidation in air., Powder metallurgy, 2012, №1/2, p. 131-137 (Russian)
8. Grigoriev O.N., Frolov G.A., Evdokimenko U. I., Kisel V.M., Panasyuk A.D., Melakh L.M., Kotenko V.A., Neshpor I.P., Koroteev A.V. Ultra-high Temperature Ceramics Behavior under the Impact of Concentrated Solar Radiation, Oxidation and Erosion in Gas Flows, Space investigations in Ukraine 2012-2014, report to COSPAR, Kyiv: Academperiodika, 2014, p. 126-132
9. Neshpor I.P., Mosina T.V., Grigoriev O.N., Panasyuk A.D., Pasichnyi V.V., Frolov G.A., Koroteev A.V. Corrosion Resistance of ZrB_2 -based Ultra-High Temperature Ceramics under the Impact of Concentrated Solar Radiation, Powder metallurgy, 2015, №3/4, p. 77-83 (Ukrainian)

Рецензенти:

Панасюк Ала Денисівна - пров. наук. співр., д.т.н., професор, ПІМ НАНУ

Степанчук Анатолій Миколайович – к.т.н., професор НТУУ «КПІ ім. СІКОРСЬКОГО»

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

О.І. Гулай

Луцький національний технічний університет

ВИКОРИСТАННЯ ТВЕРДИХ ПРОДУКТІВ ПІРОЛІЗУ САПРОПЕЛЮ ЯК ГІДРОФОБНИХ СОРБЕНТІВ

У статті представлені результати дослідження складу, структури поверхні і сорбційної активності висушеного сапропелю і твердих продуктів його піролізу. Результати досліджень дозволяють зробити висновок про можливість використання твердих продуктів піролізу сапропелю для адсорбції органічних речовин з водних розчинів. Адсорбційна активність пов'язана з вмістом вуглецю і кремнію діоксиду та пористою структурою поверхні, яка виникає в результаті піролізу.

Ключові слова: сапропель, адсорбція, структура.

О.И. Гулай

ПРИМЕНЕНИЕ ТВЕРДЫХ ПРОДУКТОВ ПИРОЛИЗА САПРОПЕЛЯ КАК ГИДРОФОБНЫХ СОРБЕНТОВ

В статье представлены результаты исследования состава, структуры поверхности и сорбционной активности высушенного сапропеля и твердых продуктов его пиролиза. Результаты исследований позволяют сделать вывод о возможности использования твердых продуктов пиролиза сапропеля для адсорбции органических веществ из водных растворов. Адсорбционная активность связана с содержанием углерода и кремния диоксида и пористой структурой поверхности, которая возникает в результате пиролиза.

Ключевые слова: сапропель, адсорбция, структура.

O. Hulai

USE OF SOLID PYROLYSIS PRODUCTS OF THE SAPROPEL AS HYDROPHOBIC SORBENTS

The paper presents the results of studying the composition, surface structure and sorption activity of dried sapropel and solid products of its pyrolysis. The results of investigations allow to make conclusion about possibility of the use of solid pyrolysis products of the sapropel for adsorption of organic substances from water solutions. Adsorption activity is related to maintenance of carbon and silicium dioxide and by the porous structure of surface, which arises up as a result of pyrolysis. Investigated adsorbents can be used in the systems of water treatment. Such sorbents can be used for the processes of cleaning of sewages from organic substances and oil products of middle and high molecular mass. Sapropelic carbon sorbents are perspective for the removing of impurities of ionic character from solutions, natural and sewer waters, liquid radioactive wastes, flows of galvanic and electrochemical productions, removing and concentrating of ions of heavy and radioactive metals.

Keywords: sapropel, adsorption, structure.

Постановка проблеми. Для очищення промислових стічних вод розроблено багато методів і технологій, що дозволяють знижувати антропогенне навантаження на водні об'єкти. Заключним етапом в технологічних процесах, як правило, є доочищення стоків із застосуванням сорбційних матеріалів. Стічні води містять широке коло забруднювачів, серед яких важкі метали, нафтопродукти, поверхнево-активні речовини, барвники та ін. Традиційно в технологіях водопідготовки і для доочищення стічних вод до санітарних норм застосовують синтетичні іоніти і активоване вугілля, що не завжди економічно доцільно у зв'язку з їх високою вартістю і проблемами регенерації. Застосування природних мінералів в очищенні стічних вод прийнятне з екологічної та економічної точки зору, але часто такі матеріали характеризуються недостатніми сорбційними властивостями і їх необхідно хімічно модифікувати [1].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Дослідниками [2] обґрунтовано можливість очищення концентрованих вод, що містять метали, торф'яними препаратами. Показано, що в залежності від умов формування можна отримувати металлогумінові комплекси з переважним вмістом певних металів, що дозволяє їх концентрувати і рекуперувати. З метою вирішення проблем охорони навколишнього середовища розроблені нові композиційні біосорбційні матеріали на основі торфу для рекультивації нафтозабруднених ґрунтів (досягається ступінь очищення 35-85%) [3].

Відомі сорбенти, наприклад, активоване вугілля, ефективно видаляють неполярні сполуки і при цьому малоефективні для очищення від важких металів. У той же час, сорбенти, ефективні в очищенні від важких металів, абсолютно неефективні щодо неполярних з'єднань, наприклад нафтопродуктів. Тому велика увага останнім часом приділяється розробці способів комплексної очистки природних, оборотних і виробничих стічних вод за допомогою вуглецьмінеральних

сорбентів, що поєднують в собі властивості як вуглецевих сорбентів, таких як активоване вугілля, так і полярних неорганічних сорбентів, таких як силікагель, алюмосилікати. Зазвичай такі сорбенти отримують штучним змішуванням компонентів, наприклад активованого вугілля, вуглецевої сировини і алюмосилікатів, силікагелів тощо [4, 5].

Сорбенти з сапропелю активно досліджують російські та білоруські вчені [6, 7]. Використання сапропелю в якості сировини дозволить отримати однорідний за складом сорбент, дешевший і простіший за способом отримання, що має широкий діапазон співвідношення вуглецевої і мінеральної частин, а також переважно мезо-макропористий за структурою, що полегшує перенесення реагентів вглиб сорбенту. Завдяки наявності мінеральних речовин і вуглецю, сорбент володіє біфункціональними властивостями і забезпечує комплексну очистку від забруднювачів різної природи.

Постановка завдань. У роботі поставлено мету – дослідити склад, структуру поверхні і сорбційну активність висушеного сапропелю і твердих продуктів його піролізу.

Методика експерименту. Мікроструктуру і склад досліджували методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії за допомогою скануючого електронного мікроскопа Phillips 515, обладнаного спектрометром EDAX PV 9800. Дифрактограми отримані методом полікристала (порошку) на дифрактометрі ДРОН-4-13 (CuK α -випромінювання, зйомка точками, $10^{\circ} \leq 2\theta \leq 80^{\circ}$, крок зйомки $0,05^{\circ}$, час відліку в точці – 5 с). Обробку результатів проводили за допомогою програми X'Pert Plus. Адсорбцію бутанолу визначали сталагмометричним методом, вимірюючи поверхневий натяг розчинів до і після адсорбції; оцтової кислоти – вимірюючи концентрацію титриметрично. У досліджуваній водний розчин (50 мл) вносили 5 г сорбенту, витримували 24 години і визначали зміну концентрації.

Викладення основного матеріалу. Об'єкт дослідження – висушений сапропель і продукти його піролізу, надані підприємством «Волиньсапрофост» (Волинська обл., Україна) з метою визначення можливості отримання гідрофобних сорбентів. Зразки відрізнялися часом піролізу, проведеного при температурі 450-500 °С.

Сапропель – це донні відкладення прісноводних водойм, які утворюються в результаті розкладання відмерлої водної рослинності, залишків живих організмів і ґрунтових частинок без доступу кисню. Сапропель відносять до поновлюваних природних ресурсів [8].

Сапропель використовують в основному в сільському господарстві в якості органічних добрив і біостимуляторів. Сорбенти з сапропелю мало поширені в Україні, хоча мають ряд переваг, серед яких:

- екологічна чистота, обумовлена використанням природного органічної сировини і безреагентної технології його отримання;
- висока гідрофобність, що забезпечує плавучість сорбенту до і після поглинання ним нафти протягом тривалого часу;
- простота утилізації відпрацьованого сорбенту;
- зберігає властивості при низьких негативних температурах (до $-20 \dots -30^{\circ}\text{C}$) [9].

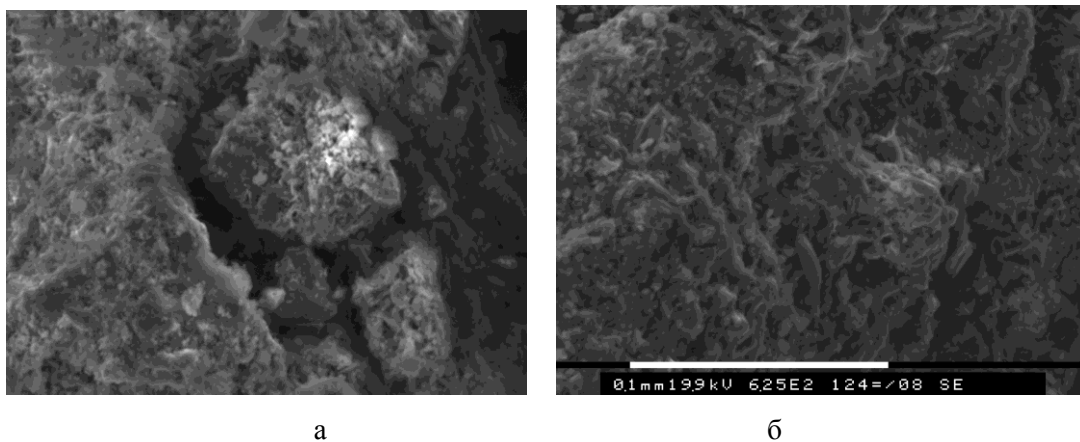


Рис. 1. - Мікрофотографії поверхні вихідного сапропелю (а) і продукту його піролізу (б)

Структуру і склад висушеного сапропелю і твердих продуктів його піролізу досліджували методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії і рентгеноструктурного аналізу. На рис. 1 наведені мікрофотографії вихідного сапропелю і продукту його піролізу. Електронно-

мікроскопічне вивчення твердих продуктів термічної деструкції сапропелю показало наявність пористої структури (рис 1, б), представленої, в основному, порами розміром 2-5 мкм. Ці макропори утворені, на нашу думку, мінеральними скелетними залишками водної рослинності (діатомові водорості) і мікроорганізмів. На електронній фотографії добре видно кремнієвий залишок діатомової водорості. Вуглець, швидше за все, локалізований на поверхні і порах зазначених мінеральних структур.

Елементний склад досліджених зразків наведено в табл.1. У вихідному сапропелі вуглець і кисень входять до складу як органічної, так і неорганічної складових, інші елементи представляють неорганічну складову. У продукті піролізу сапропелю частина вуглецю утворилася в результаті розпаду органічних речовин, інша частина, що входить до складу карбонатів, та інші елементи належать до мінеральної складової.

Таблиця 1

Елементний склад досліджених зразків

Елемент	Вихідний сапропель		Продукт піролізу сапропеля	
	Вагові %	Атомні %	Вагові %	Атомні %
C	37.64	52.44	48.12	62.53
O	32.25	33.73	27.82	27.14
Mg	0.69	0.48	0.70	0.45
Al	1.77	1.10	1.54	0.89
Si	6.85	4.08	5.98	3.32
P	0.82	0.45	0.75	0.38
S	0.72	0.38	1.11	0.54
K	1.02	0.44	0.69	0.27
Ca	12.24	5.11	6.92	2.69
Fe	5.99	1.79	6.36	1.78

Рентгеноструктурний аналіз зразків сапропелю і твердого продукту його піролізу показав, що основними неорганічними компонентами мінеральної складової сапропелів є SiO_2 і CaCO_3 приблизно в рівних кількостях, які присутні як в вихідному сапропелі, так і в продукті його піролізу. Для аналізу дифрактограм використано базу даних ICSD (Inorganic Crystal Structure Database). Обидві дифрактограми відрізняються несуттєво, на них присутні розсіювання від SiO_2 (верхній ряд) і CaCO_3 (нижній ряд), оскільки їх зміст досить великий. На рис. 2 приведена дифрактограма твердого продукту піролізу сапропелю. Вміст сполук, до складу яких входять виявлені при аналізі елементи Mg, Al, P, S, K, Fe, нижче порога чутливості методу рентгенофазового аналізу (~ 2% атомні), тому вони не були ідентифіковані.

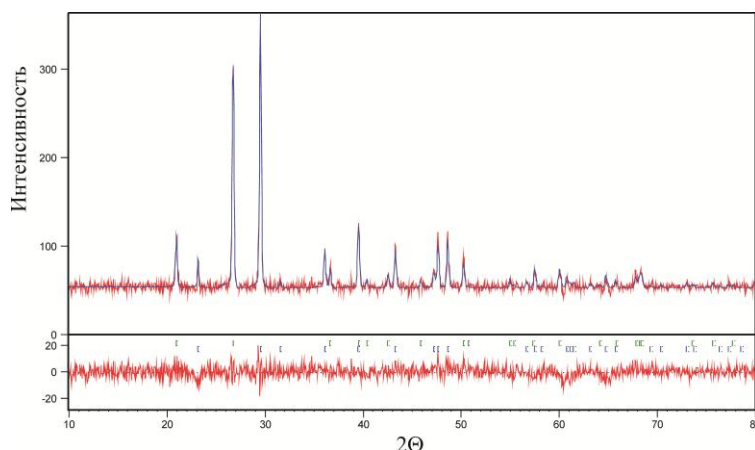


Рис. 2. - Дифрактограма твердого продукту піролізу сапропелю.

Подальші дослідження були спрямовані на встановлення сорбційної активності продуктів піролізу сапропелю. Про їх гідрофобність свідчить підвищення температури на 3,5-4 °С при змочуванні бензолом. Для встановлення адсорбційної здатності представлених продуктів

використовували два методи: адсорбцію ацетатної кислоти з водних розчинів досліджували титриметрично, а бутилового спирту – сталагмометрично. На основі проведених досліджень адсорбції і обчислень побудовані ізотерми адсорбції (див. рис. 3), які ілюструють високу сорбційну активність досліджуваних продуктів. Максимальну адсорбцію проявляє продукт піролізу сапропелю (зразок 1), перевершуючи за активністю активоване вугілля. Піроліз сприяє підвищенню вмісту вуглецю, який зумовлює високу сорбційну активність щодо органічних речовин.

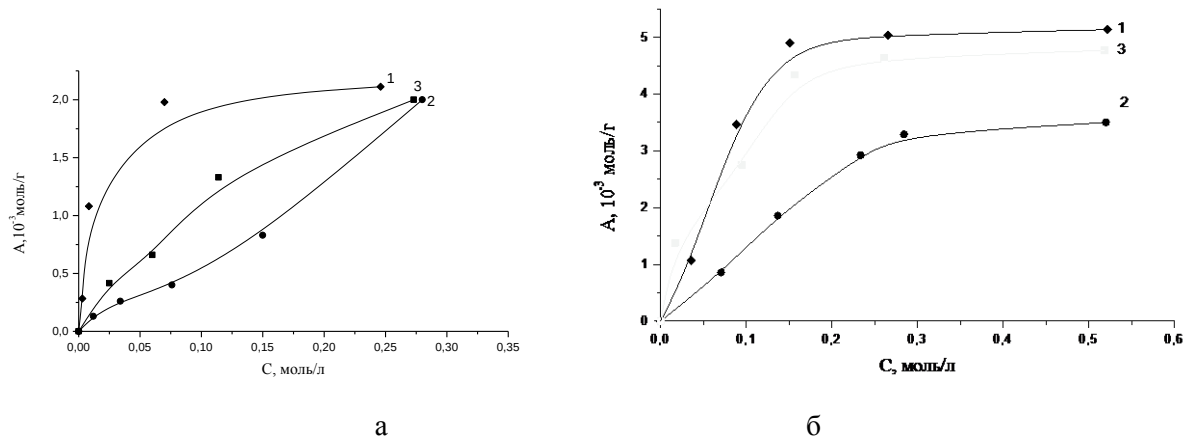


Рис. 3. - Ізотерми адсорбції оцтової кислоти (а) и бутанолу (б): 1 – продукт піролізу сапропелю; 2 – висушений сапропель; 3– активоване вугілля.

Висновки. Проведені дослідження дозволяють зробити висновок про можливість використання твердих продуктів піролізу сапропелю для адсорбції органічних речовин з водних розчинів. Сорбційна активність пов'язана з вмістом вуглецю і кремнію діоксиду і пористою структурою поверхні, яка виникає в результаті піролізу. Досліджені адсорбенти можна використовувати в системах очищення води. Такі сорбенти можуть бути використані для процесів очищення стічних вод від органічних речовин і нафтопродуктів середньої і високої молекулярної масою. Сапропелеві вуглецеві сорбенти є перспективними для видалення домішок іонного характеру з розчинів, природних і каналізаційних вод, рідких радіоактивних відходів, потоків гальванічних і електрохімічних виробництв, видалення і концентрування іонів важких і радіоактивних металів (уран, цезій, миш'як, хром, марганець, стронцій та інші). Такі дослідження становитимуть предмет наших подальших розвідок.

Список використаних джерел:

- 1.Климов Е. С. Природные сорбенты и комплексоны в очистке сточных вод / Е. С. Климов, М. В. Бузаева. – Ульяновск : УлГТУ, 2011. – 201 с.
- 2.Очистка сточных вод от металлов-экоотоксикантов торфяными препаратами / И. И. Лиштван, В. М. Дударчик, С. И. Коврик, Т. П. Смычник. – Химия и технология воды. – 2007. – Т. 29. – №1 – С. 67-74.
- 3.Лиштван И. И. Роль торфа и торфяных месторождений в природе и жизни человека / И. И. Лиштван // Альтернативные источники сырья и топлива: сб. науч. тр. / Нац. акад.наук Беларуси, Ин-т химии новых материалов; науч. ред. В. Е. Агабеков, К. Н. Гусак, Ж. В. Игнатович. – Минск: Беларуская навука, 2014. – Вып. 1. – С. 24-38.
- 4.Смирнов А. Д. Сорбционная очистка воды / А. Д. Смирнов. – Л.: Химия, 1982. – 168 с.
- 5.Артемьев А. В. Современные технологии очистки нефтяных загрязнений / А. В. Артемьев // НефтьГазПромышленность. – 2004. – № 5. – С. 10.
- 6.Хлынина Н. Г. Использование сапропеля в качестве сорбента для очистки сточных вод: Дис. канд. тех. наук по спец. 06.01.02 «Мелиорация, рекультивация и охрана земель». – Благовещенск, 2008. – 180 с.
- 7.Пат. 2414430 Российская федерация МПК C02F1/28, B01J20/20, B01J20/16. Способ комплексной очистки сточных вод углеродминеральным сорбентом из сапропеля / Т. А. Коваленко, Л. Н. Адеева. – Опубл. 2014 г.
- 8.Шевчук М. Й. Сапропелі України: запаси, якість та перспективи використання: Монографія / М. Й. Шевчук. – Луцьк: Надстир'я, 1996. – 384 с.
- 9.«Сибирская органика» – продукты из сапропеля [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.siborganics.com>.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017.

УДК: 621.762

І.О. Гусарова¹, О.М. Потапов¹, В.П. Солнцев², Г.О. Фролов², К.Н. Петраш², Т.А. Манько³Державне підприємство «Конструкторське бюро «Південне»¹Інститут проблем матеріалознавства НАН України²Дніпровський національний університет ім. Олеся Гончара³**МЕТАЛЕВІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ
ЖАРОСТІЙКИХ КОНСТРУКЦІЙ БАГАТОРАЗОВИХ ЛІТАЛЬНИХ АПАРАТІВ**

Створено порошкову технологію отримання ряду нових дисперсно-зміцнених сплавів на основі ніхрому з вмістом алюмінію 3-6% і діоксидом ітрію з підвищеною питомою міцністю. Дані сплави мають достатній рівень властивостей для багаторазового використання при циклічних змінах температур в діапазоні від 20 до 1200 °C в жаростійких конструкціях багаторазових аерокосмічних апаратів.

Ключові слова: жаростійкі матеріали і конструкції, порошкова технологія.

И.А. Гусарова, А.М. Потапов, В.П. Солнцев, Г.А. Фролов, К.Н. Петраш, Т.А. Манько

**МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ
ЭКСПЛУАТАЦИИ ЖАРОСТОЙКИХ КОНСТРУКЦИЙ МНОГОРАЗОВЫХ
ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ**

Создана порошковая технология получения ряда новых дисперсно-упрочненных сплавов на основе нихрома с содержанием алюминия 3-6 % и диоксидом иттрия с повышенной удельной прочностью. Данные сплавы обладают уровнем свойств достаточным для многократного использования при циклических сменах температур в диапазоне от 20 до 1200 оС в жаростойких конструкциях многоразовых аэрокосмических аппаратов.

Ключевые слова: жаростойкие материалы и конструкции, порошковая технология.

I. Husarova, O. Potapov, V. Solntsev, G. Frolov, K. Petrash, T. Man'ko

**METAL MATERIALS FOR EXTREME OPERATING CONDITIONS OF HEAT-RESISTANT
STRUCTURES OF REUSABLE AIRCRAFT**

Requirements to materials of heat-resistant heat-shielding structures of reusable spacecraft were formulated. Powder production technology of variety of new dispersion strengthened alloys based on nichrome which contents 3-6 % of aluminium and yttrium dioxide with advanced specific strength was created. Forming operation, sintering, final squeezing of these alloys were experimentally determined. Main mechanical data of received materials were examined. It was determined that the alloy Ni-20Cr-5,95Al-1Y2O3 has the best characteristics of specific strength, however significant descent of elongation at 800 °C is typical for it. It is shown that created alloys have levels of properties enough for reusability at cyclic temperature change in the range from 20 to 1200 °C in heat-resistant structures of reusable spacecraft.

Keywords: heat-resistant materials and structures, powder technology.

Незважаючи на те, що роботи зі створення «СпейсШаттл» велися в напрямку зниження вартості пусків, що передбачає багаторазове використання апаратів, НАСА отримало дуже складний і дорогий в експлуатації транспортний космічний апарат (КА), і витратила на виведення одного кілограма корисного вантажа набагато більше, ніж за допомогою одноразових ракет-носіїв (РН). Дійсна питома вартість доставки вантажів в космос за допомогою човника приблизно в 100 разів перевищила розрахункову [1].

Хоча перші багаторазові орбітальні космічні кораблі «СпейсШаттл» і «Буран» виявилися економічно неефективними, розробники ракетно-космічної техніки в усьому світі продовжують працювати над створенням нових КА, що повертаються, і транспортно-космічних систем. Багаторазові транспортно-космічні системи (БТКС), що повертаються повністю або частково, складаються з висотного гіперзвукового літака –«розгонщика», який виводить на орбіту РН з КА або багаторазовий орбітальний космічний літак (ОКЛ), є перспективним і економічним способом доставки вантажів на орбіту і дослідження космічного простору. На думку ряду американських експертів для дійсного здешевлення космічних перевезень необхідно, щоб настала ера одноступінчатих багаторазових повітряно-космічних апаратів, якими так і не змогли стати багаторазові транспортно-космічні кораблі «СпейсШаттл». «Дельта Кліпер» - носій, запропонований фірмою «Макдонелл-Дуглас», який має можливість наземного обслуговування за типом літака на авіалінії, здатний перебувати в космосі протягом 7-14 діб.

У США розраховували, що питома вартість доставки вантажу за допомогою носія «Дельта Кліпер» вже на самому початку його експлуатації могла бути знижена до 650 дол./кг (вартість виведення вантажів за допомогою одноразових РН перевищує 8000 дол./кг).

Одним з основних обмежень при створенні гіперзвукового літака-«розгонщика» і ОКЛ було і залишається відсутність матеріалів для жаростійких і теплозахисних конструкцій, що пояснюється екстремальними умовами їх експлуатації.

Вимоги до матеріалів жаростійких і теплозахисних конструкцій багаторазових літальних апаратів (БЛА) формуються на підставі вимог до самих конструкцій. Аналіз теплових режимів експлуатації показує, що, незважаючи на те, що на ОКЛ максимальні теплові потоки реалізуються при спуску в атмосфері, а на БТКС – при старті, температури на більшій частині їх поверхні знаходяться в діапазоні від 400 до 1150 °С. Ці поверхні для обох типів БКС захищені жаростійкими теплозахисними конструкціями, основні вимоги до яких практично однакові (табл. 1).

Таблиця 1.

Вимоги до матеріалів жаростійких і теплозахисних конструкцій БЛА

№ п/п	Орбітальний космічний літак	Висотний літак –«розгонщик»БТКС
1.	Максимальні робочі температури 1150-1200 °С.	Максимальні робочі температури 1150-1200 °С.
2.	Повинні витримувати не менше 100 циклів зміни температур від 20 до 1200 °С тривалістю 20 хвилин.	Повинні витримувати не менше 500 циклів зміни температур від 20 до 1200 °С тривалістю 5 хвилин.
3.	Загальний час роботи матеріалу при максимальних температурах 2000 хвилин.	Загальний час роботи матеріалу при максимальних температурах 1700 хвилин.
4.	Питомі характеристики в робочому діапазоні температур повинні забезпечувати працездатність конструкцій при масових обмеженнях, прийнятих для виробів ракетно-космічної техніки.	Питомі характеристики в робочому діапазоні температур повинні забезпечувати працездатність конструкцій при масових обмеженнях, прийнятих для виробів ракетно-космічної техніки.
5.	Матеріали не повинні мати віднесення маси і бути багаторазового використання радіаційного типу, мати інтегральну ступінь чорноти $\epsilon=0,8-0,92$ і поглинальну здатність сонячного спектру $As<0,32$, $As/\epsilon <0,4$.	Матеріали не повинні мати віднесення маси і бути багаторазового використання радіаційного типу, мати інтегральну ступінь чорноти $\epsilon=0,8-0,92$ і поглинальну здатність сонячного спектра $As<0,32$, $As/\epsilon <0,4$.
6.	Стійкість до окислення, каталітична нейтральність.	Стійкість до окислення, каталітична нейтральність.

Відповідно методичні підходи вибору матеріалів для обох типів багаторазових аерокосмічних апаратів в діапазоні температур до 1150 °С будуть ідентичні.

При температурах до 1200 °С можуть використовуватися жароміцні метали і сплави, керамічні та вуглець-вуглецеві матеріали.

Безумовно, найбільш перспективним є використання металевих матеріалів, що зумовлено їх здатністю до самозміцнення при пластичній деформації, а також їх технологічність.

Основним недоліком металів є висока питома вага і недостатня корозійна стійкість при робочих температурах, а також низькі значення міцності при багатоциклового навантаженні в робочому діапазоні температур і великий коефіцієнт лінійного термічного розширення.

Найбільш поширеними жаростійкими і жароміцними сплавами є сплави на основі нікелю.

В процесі роботи при високих температурах (900 °С) особливо стабільні характеристики міцності і пластичності має сплав EI929. Висока жароміцність його пояснюється не тільки складністю основи - шестикомпонентного нікелевого твердого розчину, а й значною кількістю (36-38%) зміцнюючої γ' -фази $[Ni_3Al]$ або $(Ni, Co)_3(Al, Ti)$, яка виділяється з розчину при розпаді в дисперсній формі.

Аналогічно, основним зміцнювачем сплаву EI867, що не містить титан, є γ' -фаза (Ni_3Al) , кількість якої, як і в інших сплавах, залежить від швидкості охолодження сплаву при загартованні. Основними легуючими елементами, що утворюють зміцнюючу γ' -фазу $[Ni_3(Al, Ti)]$ в жароміцних нікелевих сплавах, є Al та Ti. Ефективне зміцнення при старінні загартованих

жароміцних нікелевих сплавів в результаті виділення γ' -фази $[\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})]$ або Ni_3Al досягається, коли об'ємна частка фази - зміцнювача повинна бути не менше 30%. Найвищі показники жароміцності з розглянутих сплавів мають жароміцні нікелеві сплави ЕП220 і ЕП238, що мають при 800 °С межу тривалої міцності $\sigma_{100} = 500 \text{ Мн/м}^2$ (50 кг/мм²) і містять відповідно до 45 і 56% зміцнюючої γ' -фази.

Аналіз хімічного складу і властивостей різних груп закордонних жароміцних нікелевих сплавів (інконелей і німоніков) в основному підтверджує зазначені тенденції [2, 3].

Різке розміцнення існуючих промислових сплавів нікелю вище 850 °С не дозволяє використовувати їх для жароміцних і теплозахисних конструкцій багаторазових КА, що працюють при температурах 1100-1200 °С. Для цього необхідно істотно підвищити жаростійкість і жароміцність сплавів.

В цьому напрямку перспективним є використання технології порошкової металургії для розробки дисперсно-зміцнених сплавів, які здатні працювати при максимально високих температурах [4]. Такі суперсплави, наприклад, РМ-1000, створені в Європі, а в США розроблено матеріал МА754. В Україні також розроблено порошковий жаростійкий сплав ЮПМ-1200 на основі ніхрому, зміцнений оксидом ітрію, аналогічний за хімічним складом суперсплавам РМ-1000 і МА754.

Метою даної роботи є розробка з використанням порошкової технології нових дисперсно-зміцнених сплавів на основі Ni-Cr з підвищеними питомими характеристиками міцності.

Одночасне введення хрому і алюмінію в сплави на основі Ni-Cr позитивно впливає на жаростійкість нікелевих сплавів, знижуючи їх щільність [5, 6] завдяки утворенню зміцнюючої γ' -фази (Ni_3Al). Однак введення Al в сплави на основі ніхрому знижує їх пластичність.

Сплав для теплозахисних конструкцій БЛА поряд з підвищеною питомою міцністю при високих температурах повинен бути пластичним для забезпечення його працездатності і технологічних властивостей при прокатці.

Для вибору сплаву з необхідними значеннями щільності, міцності і пластичності було розроблено ряд сплавів з вмістом алюмінію 3-6% і досліджено їх властивості.

Для встановлення технологічних параметрів вивчалися процеси ущільнення порошкових металевих сумішей в сталевих прес-формах з двостороннім прикладанням навантаження.

Встановлено, що при пресуванні сплавів на основі порошку карбонільного нікелю вони добре ущільнюються завдяки високій пластичності нікелю. В межах варіювання складу основних компонентів (нікелю, хрому, алюмінію) і змісту різних добавок (Y_2O_3 , Ti) не відбувається істотної зміни ущільнення досліджуваних сумішей на основі ніхрому з алюмінієм (рис.1). Питомий тиск пресування становить 500-800 МПа.

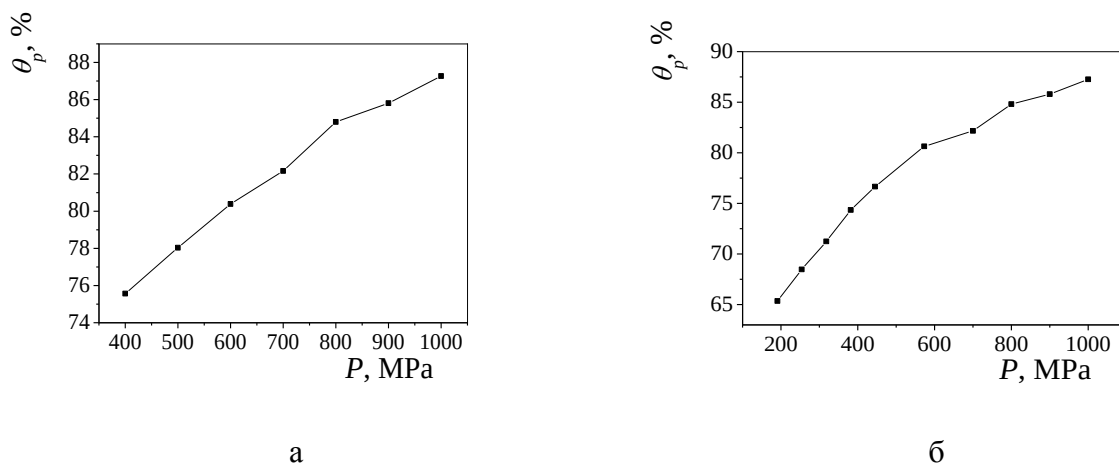


Рис. 1.- Залежність відносної щільності пресовок від тиску пресування:

а - Ni-20Cr-5,3Al-0,6Y₂O₃, б - суміш Ni-20Cr-5,7Al-1,5Y₂O₃

Основним процесом, при якому формується необхідний комплекс властивостей порошкового матеріалу, є спікання.

Вивчення закономірностей ущільнення заготовок при спіканні свідчить, що в сплавах при утриманні алюмінію 3-6% спостерігається усадка, яка зі збільшенням температури спікання зростає (рис. 2). Максимальна усадка спостерігається у високопористих заготовках.

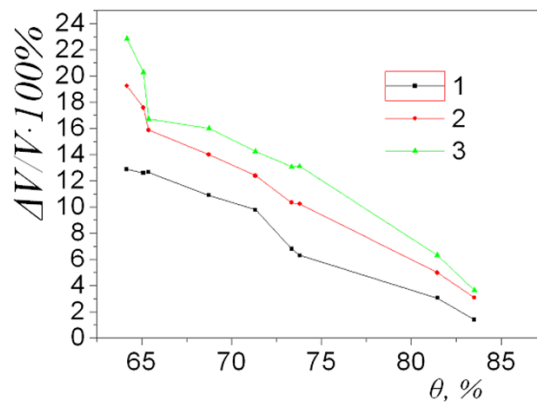


Рис.2. - Залежність об'ємних змін пресовок від температури спікання і початкової щільності суміші Ni-20Cr-5,7Al-1Y₂O₃; 1 - 1250 °C; 2 - 1325 °C; 3 - 1375 °C

Максимальна щільність спечених заготовок досягається на найбільш щільних пресовках (рис. 3), незважаючи на те, що усадка на них мінімальна (рис. 4). Відносна щільність після спікання становить 88-89%.

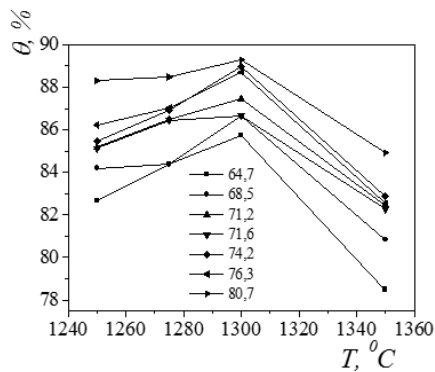


Рис.3. - Залежність зміни відносної щільності пресовок від температури спікання і початкової щільності суміші Ni-20Cr-5,7Al-1Y₂O₃

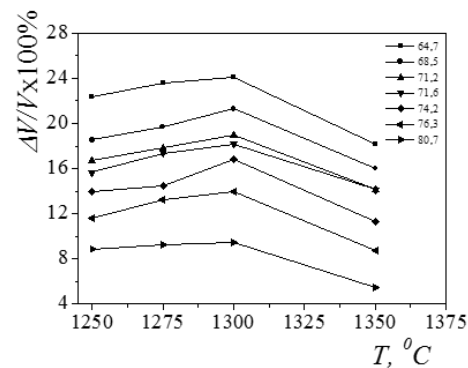


Рис.4. - Залежність об'ємних змін пресовок від температури спікання і початкової щільності суміші Ni-20Cr-5,7Al-1Y₂O₃

Дослідження втрат маси при спіканні показало несуттєве зменшення, що пов'язано з наявністю адсорбованих газів і інших летких компонентів, наприклад, гліцерину, який вводився в суміш для запобігання сегрегації легуючих добавок, зокрема алюмінію, щільність якого значно відрізняється від щільності металу основи (рис. 5).

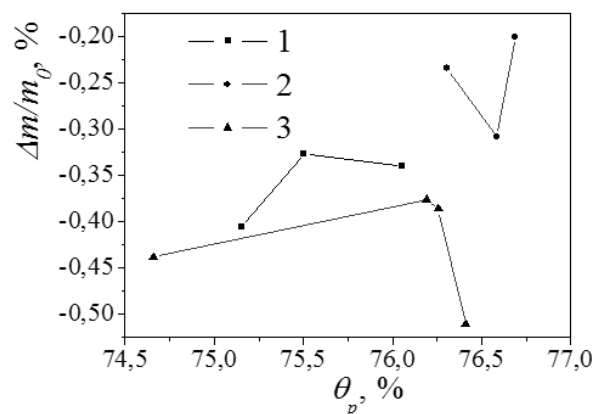


Рис.5. - Залежність втрат маси пресовок сплаву Ni-20Cr-3Al-1Y₂O₃ при температурі спікання від їх відносної щільності. Температура спікання: 1 – 1250 °C; 2 – 1275 °C; 3 – 1300 °C

Отримані дані свідчать про існування відкритої пористості, яка залишається навіть після спікання. Отримати заготовки потрібної щільності шляхом зниження пористості сирих заготовок за рахунок збільшення тиску холодного пресування не вдається. Для отримання компактних зразків з відносною щільністю понад 98% необхідно вводити операції допресовки або прокатки.

Для отримання компактних зразків з Ni-20Cr-3Al-1Y₂O₃ застосовувалася прокатка спечених заготовок, оскільки при допресовці на великих зразках відбувається підвищене зношення прес-форми. Подальше ущільнення зразків сплавів Ni-20Cr-5,7Al-1,5Y₂O₃, Ni-20Cr-5,95Al-1Y₂O₃ проведено допресовкою.

На підставі проведених експериментальних досліджень визначені режими прокатки сплаву Ni-20Cr-3Al-1Y₂O₃ на стані ДУО 500 при кімнатній температурі: 5 циклів - прокатка уздовж зразка, деформація за прохід 2-3%, останній цикл прокатки - в поперечному напрямку. Проміжний відпал при 1200 °С протягом 2 годин у вакуумній печі після кожного циклу прокатки.

Щільність сплаву 7450-7500 кг/м³ і пористість менше 3% на зразках досягаються після п'ятого циклу прокатки. Товщина отриманих заготовок становить 23 мм. Прокатка до менших товщин при необхідності ведеться за вказаною технологією.

Вибір режимів ущільнення Ni-20Cr-5,7Al-1,5Y₂O₃, Ni-20Cr-5,95Al-1Y₂O₃ також проводився експериментально. При допре совці сплаву з вмістом 5,95% алюмінію і з 1%Y₂O₃ має місце немонотонний характер ущільнення (рис. 6, а). Після повторного спікання при 1250 °С крива ущільнення практично відображає закономірності ущільнення при допресовці (рис. 6, б). У всьому досліджуваному діапазоні щільності спечених заготовок при допресовці отримана відносна щільність більше 90%, для якої характерна закрыта пористість. У зв'язку з цим після відпалу заготовки можна піддавати різним видам термомеханічної обробки: куванню, гарячій прокатці та екструзії. При повторному спіканні спостерігається незначна усадка (рис. 6, в).

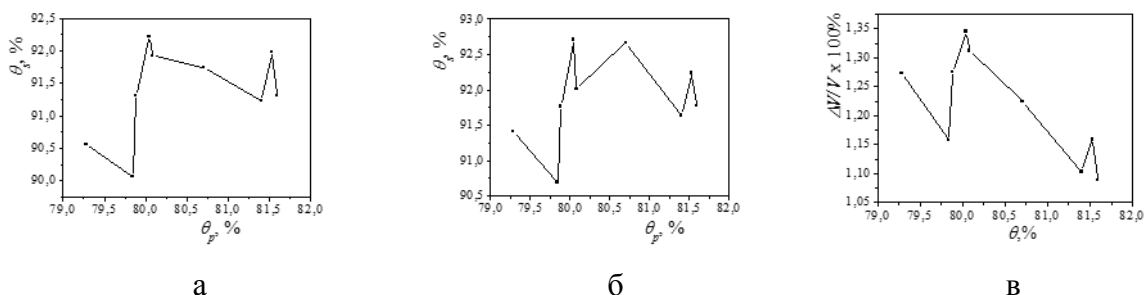


Рис. 6. - Залежність відносної щільності (а, б) і об'ємних змін (в) заготовок сплаву Ni-20Cr-5,95% Al-1% Y₂O₃ від відносної щільності їх після спікання: а- після допресовки при зусиллі 800 МПа; б, в - після допресовки при зусиллі 800 МПа і повторного спікання при 1250 °С

Аналогічні дослідження технологічних властивостей були проведені для сплаву Ni-20Cr-5,7Al-1,5Y₂O₃. Залежність також має немонотонний характер, при цьому відбувається зміщення максимуму ущільнення в бік великих величин (рис. 7).

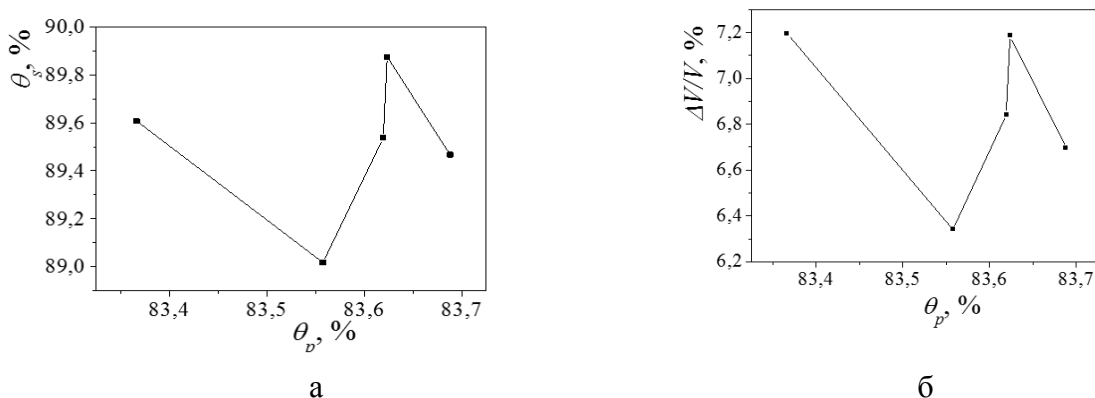


Рис.7. - Залежність відносної щільності (а) і усадки (б) заготовок сплаву Ni-20Cr-5,7% Al-1,5%Y₂O₃ спікання від відносної щільності пресовок

Отримані результати показують, що для кожного сплаву спостерігається оптимальна область щільності пресовок, в якій досягається максимум технологічних властивостей. Поведінка сплавів аналогічна, в обох випадках кінцевим результатом є отримання заготовок з відносною щільністю понад 90%.

Для прокатки спечених заготовок до необхідних товщин була розроблена технологія з урахуванням підвищеної міцності нового сплаву. Прокатка проводилася в два етапи: до товщини 1 мм проводили гарячу прокатку при температурах 1160-1180 °С на стані ДУО за 4 цикли. В кінці кожного циклу проводили термообробку при 1160-1180 °С протягом 10 хвилин з охолодженням на повітрі. При кожному проході проводили підігрів до 1160-1180 °С протягом 3-5 хвилин.

Для отримання тонких листів і фольг товщиною менше 1 мм проводили холодну прокатку на стані Кварто. Прокатку необхідно проводити в різних напрямках (вздовж і поперек заготовки), чергуючи напрямки прокатки на 90 градусів. Остаточну термообробку готової пластини треба проводити при температурі 1150 °С з витримкою 15 хв. Для пластин товщиною менше 0,1 мм остаточну термообробку пластин слід проводити між пластинами з оксиду алюмінію.

Отримання матеріалу прокаткою практично не призводить до суттєвої анізотропії механічних властивостей сплаву при розтягу. Властивості зразків, вирізаних вздовж і поперек напрямку прокатки, близькі (рис. 8). При стисненні відзначається деяке збільшення межі текучості сплаву в напрямку прокатки при кімнатній температурі, з підвищенням температури ця різниця згладжується і при максимальних робочих температурах міцність поперек прокатки стає трохи вище (рис. 9).

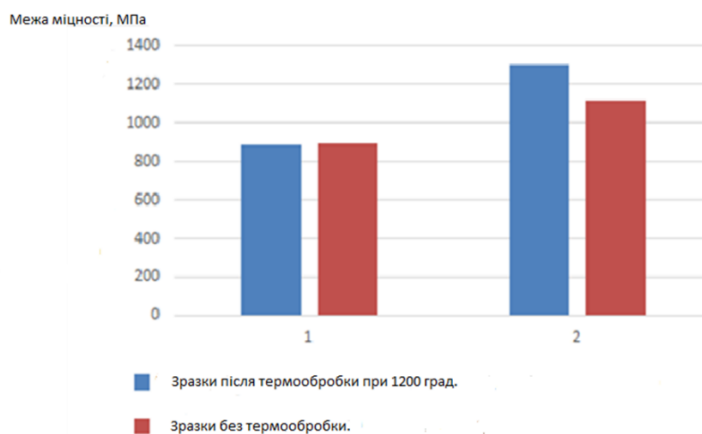


Рис.8. - Залежність межі міцності сплаву $\text{Ni-20Cr-3Al-1Y}_2\text{O}_3$ при розтягу у вакуумі при 20 °С від напрямку прокатки: 1 - вздовж, 2 - поперек прокатки

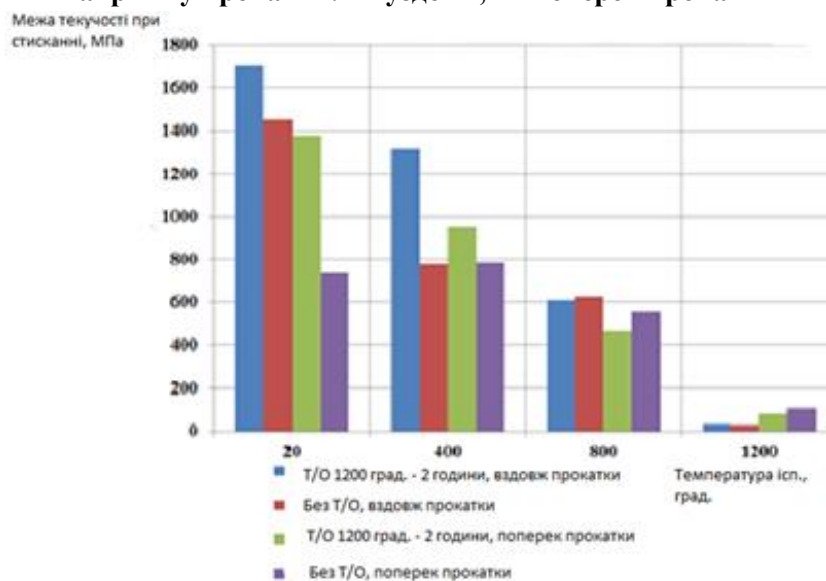


Рис. 9. - Залежність межі текучості сплаву $\text{Ni-20Cr-3Al-1Y}_2\text{O}_3$ при стиснанні у вакуумі від температури $T_{\text{ісп.}}$

Приймаючи до уваги умови експлуатації матеріалу – швидке нагрівання до 1100-1200 °С, витримка 3-20 хв. при даній температурі і охолодження на повітрі, необхідно простежити вплив термообробки при 1200 °С на властивості сплаву (рис. 8, 9). При кімнатній температурі механічні властивості сплаву після термообробки трохи вище, однак зі збільшенням температури ця різниця зменшується і при екстремально високих робочих температурах міцність зразків без термообробки вище. Різниця міцності при розтягу і стисненні не значна. Це свідчить про досить міцних міжфазних межах.

Властивості нових порошкових дисперсно-зміцнених сплавів на основі ніхрому з алюмінієм наведені в табл. 3.

Таблиця 3.

**Властивості порошкових дисперсно-зміцнених сплавів
на основі ніхрому з алюмінієм**

Характеристика	T, °C	ЮПМ-1200	Ni-20Cr-3Al-1Y ₂ O ₃	Ni-20Cr-5,7Al-1Y ₂ O ₃	Ni-20Cr-5,95Al-1Y ₂ O ₃
Густина, м ³ /кг		8300	7950	7500	7500
Межа міцності при розтягу, σ_b , МПа /МПа /кг	20	738 / 0,09	1020 / 0,128	1021 / 0,136	1005 / 0,134
	800	237 / 0,03	542 / 0,068	578 / 0,077	999 / 0,133
	1100	45	-	-	-
	1200	-	40	48	56
Межа плинності, $\sigma_{0,2}$, МПа	20	364 / 0,043	624 / 0,078	713 / 0,095	760 / 0,1
	800	228 / 0,027	457 / 0,057	286 / 0,038	687 / 0,092
	1100	40	-	-	-
	1200	-	35	-	51
Відносне подовження, $\delta\%$	20	36,5	21	17,6	12,9
	800	36,7	18,1	0,2	1,1
	1100	32,8	18	-	-
	1200	-	18	-	22,3
Відносне звуження, $\psi\%$	20	34,2	22	14	14
	800	32,6	19	-	-
	1100	19,0	-	0,2	2,0
	1200	-	20	-	25

При кімнатних температурах міцність всіх трьох сплавів на основі ніхрому з алюмінієм практично однакова. Однак з підвищенням температури міцнісні характеристики сплавів з великою кількістю алюмінію збільшуються. Кращими характеристиками питомої міцності володіє сплав **Ni-20Cr-5,95Al-1Y₂O₃**.

Матеріал характеризується високою стійкістю до окислення - атмосфера випробувань не впливає на отримання значення міцності. У матеріалі немає значних неоднорідностей, які ускладнюють передачу деформації і призводять до локальних руйнувань, зменшуючи міцність при підвищенні розтягуючих складової навантаження.

Відсутність неоднорідностей в матеріалі підтверджується результатами рентгенографічного контролю, який підтверджує утворення гомогенного розчину на основі нікелю з відсутністю дефектів, пов'язаних з неоднорідністю твердого розчину (рис. 10).

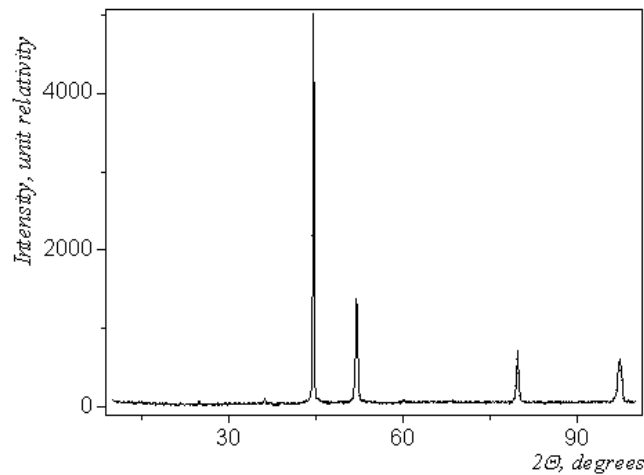


Рис.10. - Рентгенограма сплаву Ni-20Cr-5,95Al-1Y₂O₃

Видно основні лінії твердого розчину нікелю. Розширення ліній не спостерігається, що практично важливо для гарантування високого ступеня жаростійкості металу.

Робота виконана на основі угоди № 607182 про надання гранту в рамках 7-ої рамкової програми (FP7/2011-2014), шифр «Light-TPS».

Висновки. Дані сплави мають достатній рівень властивостей для багаторазового використання при циклічних змінах температур в діапазоні від 20 до 1200 °C в жаростійких конструкціях багаторазових аерокосмічних апаратів. Кращими характеристиками питомої міцності володіє сплав Ni-20Cr-5,95Al-1Y₂O₃. Однак для сплавів Ni-20Cr-5,95Al-1Y₂O₃, Ni-20Cr-5,7Al-1,5Y₂O₃ незалежно від складу і стану зразків, характерним є значне падіння відносного подовження при 800°C. Сплав **Ni-20Cr-3Al-1,5Y₂O₃** володіє доброю пластичністю у всьому діапазоні робочих температур.

Введення в сплави нано-дисперсного оксиду ітрію служить причиною стабілізації тонкої структури, що утворюється при спіканні.

Список використаних джерел:

1. Многоцветные космические корабли – ближайшие перспективы http://www.objective-x.ru/kosmichskiekorabli-buduschego/mnogorazovie_kosmicheskie_korabli_blizhayshie_perspektivi.html.
2. Murayama Y., Hanada S. High temperatures strength, fracture toughness and oxidation resistance of Nb-Si-Al-Ti multiphase alloys, Science and Technology of Advanced Materials 3 (2002). – P. 145-156.
3. Senkov O.N., Senkova S.V., Dimiduk D.M., Woodward C., Miracle D.B., Oxidation behavior of a refractory NbCrMo0.5Ta0.5TiZr alloy, J Mater Sci (2012) 47:6522–6534.
4. Шульга А.В. Структура и свойства быстрозакаленных нержавеющей сталей // Сб. трудов. Научная сессия МИФИ-2001. М.: 2001. - Т.9. - С.79-80.
5. Коломышев П.Т. Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. – М.: Металлургия. 1991. – 237 с. 17.
6. Скороход В.В. Реологические основы теории спекания. - Киев: Наукова думка, 1972. - 152 с.

Рецензенти:

Малайчук Валентин Павлович – професор, доктор технічних наук, зав. кафедри радіоелектронної автоматики фізико-технічного факультету Дніпровського національного університету ім. Олеся Гончара;

Пронцевич Оксана Олександрівна – провідний науковий співробітник ДП «КБ «Південне», кандидат технічних наук.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2017

УДК 621. 791.92.042

Н.К. Давидчук¹, М.П. Гадзира¹, Я.Г. Тимошенко¹, І.Д. Гнилиця², І.О. Рябцев³*Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України¹**Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу²**Інститут електрозварювання ім. Е.О. Патона НАН України³***ВПЛИВ ВИСОКОДИСПЕРСНИХ ПОРОШКОВИХ СПОЛУК НА СТІЙКІСТЬ ДО АБРАЗИВНОГО ЗНОШУВАННЯ ЕЛЕКТРОДУГОВОЇ НАПЛАВКИ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА**

Досліджено вплив шихтових матеріалів порошкових дротів, які містять високодисперсні порошкові карбідні і оксидні сполуки на структуру та властивості наплавленого металу. Встановлено, що застосування таких шихтових матеріалів призводить до утворення волокнистої, стрижневої та пластинчастої структури карбідних складових з рівномірним їх розподілом в матриці наплавленого металу. Проведені дослідження стійкості до абразивного зношування наплавленого металу.

Ключові слова: наплавка, порошкові дроти, мікроструктура, карбідні і оксидні сполуки, стійкість до абразивного зношування.

**Н.К. Давидчук, Н.Ф. Гадзыра, Я.Г. Тимошенко, И.Д. Гнилиця, И.А. Рябцев
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА СТОЙКОСТЬ
К АБРАЗИВНОМУ ИЗНОСУ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА**

Исследовано влияние шихтовых материалов порошковых проволок, которые содержат высокодисперсные карбидные и оксидные композиции на структуру и свойства наплавленного металла. Установлено, что применение таких шихтовых материалов приводит к образованию волокнистой, стержнеподобной и пластинчатой структуры карбидных составляющих наплавленного металла. Проведены исследования абразивной стойкости наплавленного металла.

Ключевые слова: наплавка, порошковые проволоки, микроструктура, карбидные и оксидные композиции, износостойкость.

**N. Davydochuk, M. Gadzyra, Ya. Tymoshenko, I. Gnylytsya, I. Ryabtsev
THE INFLUENCE OF HIGH POWDER COMPOUNDS FOR RESISTANCE TO ABRASIVE
WEAR ELECTRIC FUSE IRON-BASED**

The effect of the charge materials cored wires containing superfine powder carbide and oxide compounds on the structure and properties of the weld metal. It was established that the use of charge materials leads to the formation of fibrous, rod and plate structures carbide components with uniform distribution in the matrix of the weld metal. Studies have resistance to abrasive wear weld metal. It was established that the modification of the powder cored wire products, created by the interaction of carbides metal oxides promotes effective impact on its durability. According to the results of hardness measurements studied metal naplavok established correlation between microhardness and their durability. Established that endurance studied metal naplavok durability than iron, on average, 2.5 times.

Key words: welding, flux-cored wires, microstructure, carbide and oxide composition, abrasion resistance.

Постановка проблеми. Широке розповсюдження в сучасному матеріалознавстві знаходять способи підвищення фізико-механічних та зносостійких властивостей наплавленого металу шляхом введення в сердечник порошкового дроту для наплавки високодисперсних тугоплавких порошкових сполук.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. До складу шихти традиційних порошкових дротів для наплавлення під флюсом входять порошки металів, феросплавів, карбідні сполуки для самозахисту від окислення та оксидні сполуки для очищення границь зерен, кращого сплавлення шлаку і видалення його з наплавленого металу.

Створення порошкових сполук з багатокомпонентним фазовим складом досягається в процесі високотемпературної взаємодії нанорозмірних порошоків карбідів кремнію, титану та хрому з оксидами вольфраму, заліза і титану [1–3]. Проте детального вивчення використання утворених продуктів для модифікування шихти сердечника порошкового дроту в сучасних наукових дослідженнях не проводилось. Також не висвітлений їх вплив на структуру і зносостійкість наплавленого металу.

Постановка завдань. Метою даної роботи є дослідження впливу дисперсних порошкових продуктів, утворених в результаті високотемпературної взаємодії карбідів кремнію, хрому, титану та вольфраму з оксидами металів, що вводились в шихту порошкового дроту на структуру та властивості наплавленого металу.

Викладення основного матеріалу. Для модифікації порошкового дроту використовували синтезовані порошкові продукти різного складу, утворені в результаті взаємодії карбідів кремнію,

титану та хрому з оксидами вольфраму, заліза та титану. Сухе змішування порошкових карбідів з порошковими оксидами здійснювалось в фарфоровому барабані з використанням керамічних розмелювальних тіл на одновалковому млині (рольганзі). З метою оптимізації вибір масового співвідношення компонентів суміші здійснювали додаючи до порошоків карбідів від 10 до 80 % (мас.) порошкових оксидів.

Процес взаємодії між порошковими карбідами і оксидами металів проводили у модифікованій промисловій установці СПД-120 для гарячого пресування при температурі 1550 °С в середовищі аргону. Рентгеноструктурний аналіз фазового складу утворених порошкових продуктів взаємодії карбідів з оксидами, проводився на дифрактометрі ДРОН-УМ1 (CuK_α – випромінювання). Питому поверхню отриманих порошоків визначали методом теплової десорбції азоту.

Приготування порошкового дроту відбувалось шляхом змішування 70 % (мас.) порошкового заліза марки ПЖР 3М і 30 % (мас.) дисперсних продуктів взаємодії карбідів з оксидами на двохвалковому млині в фарфоровому барабані тривалістю 4 год. Гомогенізовані суміші пресували в сталій прес-формі з метою отримання брикетованого матеріалу для подальшої термічної обробки. Брикети нагрівались в індукційній печі в проточному аргоні до температури 1200 °С і витримувались 30–40 хв. Термооброблені брикети перетворювали в порошковий продукт шляхом валкового подрібнення з просіюванням через сито з розмірами комірок 0,5 мм. Після нагрівання, подрібнення і гомогенізації отримана шихта порошкового дроту характеризувалася широким діапазоном розбіжностей розмірів подрібнених частинок. Важливою характеристикою є їх достатня плинність, що складає один із головних параметрів для отримання якісного порошкового дроту з високою однорідністю густини по довжині. При нагріванні до температури 1200 °С відбулось лише часткове спікання порошкових компонентів без суттєвої взаємодії, що сприяє покращенню технологічних параметрів подрібнених брикетів. Також не відбувається розшарування порошку згідно маси частинок в процесі формування порошкового дроту. Часткове спікання призводить до утворення агломератів, що складаються з високодисперсних композиційних частинок та крупнозернистого порошку заліза. Такі агломерати забезпечують високу ступінь розподілу частинок за розмірами наповнювача порошкових дротів.

Дослідні партії порошкових дротів для наплавки виготовлялись згідно з ТУУ 28.7.05416923.066-2002, ГОСТ 26101-84 з ТУУ «Проволоки порошковые наплавочные» и ДСТУ EN 14700:2008 – для наплавки під флюсом.

Слід зазначити, що коефіцієнт заповнення створених порошкових дротів не перевищував 25%, що на 5–6 % нижче стандартного значення коефіцієнта заповнення порошкових дротів на основі мелених порошоків феросплавів та металів. Процес формування наплавки здійснювався під флюсом марки АН-26.

Для оболонки порошкового дроту використовували холоднокатану стрічку із сталі 08кп (ГОСТ 503-81 або ТУ 14-1-1453-89), особливо м'якої нормальної точності по ширині і товщині. Мікроструктуру наплавлених зразків досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопу.

Для проведення трибологічних досліджень із наплавленого металу вирізались зразки з розміром (10x20x5) мм. Поверхня зразків піддавалась шліфуванню з наступним поліруванням. Параметри трибологічних досліджень: швидкість ковзання – 1 м/с; навантаження – 2 кг; матеріал контртіла (КТ) – Алмазний круг АСВ 160.

В процесі експерименту були розроблені умови взаємодії в системах $\text{SiC} - \text{WO}_3$, $\text{Cr}_7\text{C}_3 - \text{TiO}_2$ і $\text{TiC} - \text{Fe}_2\text{O}_3$ при високотемпературному нагріванні. Отримані порошкові продукти взаємодії характеризуються значною пористістю, тому в процесі розмелу можна досягти високого ступеню дисперсності. Максимальним значенням питомої поверхні володіє композиція, утворена в системі $80\text{TiC} - 20\text{Fe}_2\text{O}_3$ (3,92 м²/г).

Рентгенографічними дослідженнями (табл. 1–3) встановлені фазові складі порошкових продуктів взаємодії всіх досліджуваних систем.

Аналіз отриманих результатів показав, що при високотемпературному нагріванні сумішей з різним вмістом карбідів і оксидів утворюються композиції з багатокомпонентним складом в яких переважають карбідні і оксидні сполуки.

Таблиця 1

Рентгенографічні дослідження фазового складу порошкових продуктів в системі SiC – WO₃

№ п/п	Склад вихідних сумішей, % (мас.)	Фазовий склад синтезованого порошку, % (мас.)					
		SiC	Si ₂ N ₂ O	SiO ₂ (крист.)	WC	W ₂ C	W ₅ Si ₃
1	80SiC – 20WO ₃	78,98	8,32	–	11,33	1,37	–
2	70SiC – 30 WO ₃	71,50	7,94	–	18,42	2,14	–
3	60SiC – 40 WO ₃	59,53	12,70	–	18,29	4,35	5,13
4	50SiC – 50 WO ₃	51,86	–	–	42,81	3,00	2,33
5	40SiC – 60 WO ₃	29,87	–	–	53,34	2,32	14,47
6	30SiC – 70 WO ₃	–	–	–	73,87	1,66	24,47
7	20SiC – 80 WO ₃	–	–	1,29	43,87	1,20	53,64

Таблиця 2

Рентгенографічні дослідження фазового складу порошкових продуктів в системі Cr₇C₃ – TiO₂

№ п/п	Склад вихідних сумішей, % (мас.)	Фазовий склад синтезованого порошку, % (мас.)				
		(Ti,Cr) ₂ O ₃	Cr ₇ C ₃	CrTi ₂ O ₅	Ti ₃ O ₅	Ti ₄ O ₇
1	90 Cr ₇ C ₃ – 10TiO ₂	27,64	72,36	–	–	–
2	80 Cr ₇ C ₃ – 20TiO ₂	43,95	47,49	8,56	–	–
3	70 Cr ₇ C ₃ – 30TiO ₂	52,75	33,84	13,41	–	–
4	60 Cr ₇ C ₃ – 40TiO ₂	60,30	22,90	16,80	–	–
5	50 Cr ₇ C ₃ – 50TiO ₂	64,88	13,92	21,20	–	–
6	40 Cr ₇ C ₃ – 60TiO ₂	66,58	14,73	18,68	–	–
7	30 Cr ₇ C ₃ – 70TiO ₂	74,92	6,90	18,18	–	–
8	20 Cr ₇ C ₃ – 80TiO ₂	83,34	–	16,66	–	–
9	10 Cr ₇ C ₃ – 90TiO ₂	–	–	–	72,88	27,12

Таблиця 3

Рентгенографічні дослідження фазового складу порошкових продуктів в системі TiC – Fe₂O₃

№ п/п	Склад вихідної суміші, % (мас.)	Фазовий склад синтезованого порошку, % (мас.)									
		TiC	Fe ₃ C	Ti ₃ O ₅	C(G)	Fe	TiO ₂ rutil	Fe ₂ TiO ₅	Ti ₆ O ₁₁	Fe(TiO ₃)	Fe ₂ TiO ₄
1	80TiC – 20Fe ₂ O ₃	65,43	7,08	19,25	8,24	–	–	–	–	–	–

2	70TiC – 30 Fe ₂ O ₃	56,34	8,32	27,60	7,74	–	–	–	–	–	–
3	60TiC – 40 Fe ₂ O ₃	24,33	22,53	43,78	3,52	–	5,84	–	–	–	–
4	50TiC – 50Fe ₂ O ₃	–	–	–	–	21,33	33,31	–	45,37	–	–
5	40TiC – 60Fe ₂ O ₃	–	–	–	–	21,93	78,07	–	–	–	–
6	30TiC – 70Fe ₂ O ₃	–	–	–	–	7,90	5,49	16,11	–	70,50	16,11
7	20TiC – 80Fe ₂ O ₃	7,52	–	–	–	1,30	–	–	–	–	85,94

Для модифікації порошкового дроту на основі заліза з кожної досліджуваної системи були вибрані по одному складу утворених продуктів з різним вмістом карбідних і оксидних сполук. Було досліджено вплив фазового складу утворених композицій на зносостійкість та твердість наплавленого металу. Порошковий продукт взаємодії в системі 60SiC – 40WO₃ характеризується максимальною кількістю карбідів кремнію і вольфраму. Причому в складі порошку присутня евтектика з релітною структурою W₂C – WC з високою твердістю, що перевищує твердість карбіду вольфраму WC [4].

В системі 80Cr₇C₃ – 20TiO₂ утворюється порошковий продукт майже з однаковим співвідношенням карбідних і оксидних сполук хрому. В системі 80TiC – 20Fe₂O₃ переважають карбідні сполуки титану та заліза. Склад даних систем до і після термообробки представлені в таблиці 4.

Таблиця 4

Фазовий склад продуктів взаємодії, які були використані при виготовленні порошкового дроту для наплавок

№ п/п композита	Склад вихідних сумішей, % (мас.)	Фазовий склад синтезованого порошку, % (мас.)
1	60SiC – 40WO ₃	59SiC13Si ₂ N ₂ O18WC5W ₂ C5W ₅ Si ₃
2	80Cr ₇ C ₃ – 20TiO ₂	44(Ti,Cr) ₂ O ₃ 47Cr ₇ C ₃ 9CrTi ₂ O ₃
3	80TiC – 20Fe ₂ O ₃	65TiC8Fe ₃ C19Ti ₃ O ₅ 8C(G)

Типовий вигляд сформованих наплавок з використанням порошкових дротів на основі залізу, модифікаторами яких виступали розроблені порошкові продукти взаємодії представлені на рисунку 1.



Рис. 1. Загальний вигляд 3-х шарової наплавки сформованої з використанням порошкового дроту з наповнювачем на основі порошкового заліза та розроблених композиційних порошків

Рентгенографічний аналіз сформованих наплавок (рис. 2) показав присутність лише однієї фази – гама-заліза. Аустенітна форма свідчить про збереження структури твердого розчину при швидкому затвердінні наплавки. Кристалічних сполук карбідів, оксидів і інтерметалідів в складі наплавленого металу виявити не вдалось, однак присутність «гало» на малих кутах може бути пов'язано з їх високою дисперсністю.

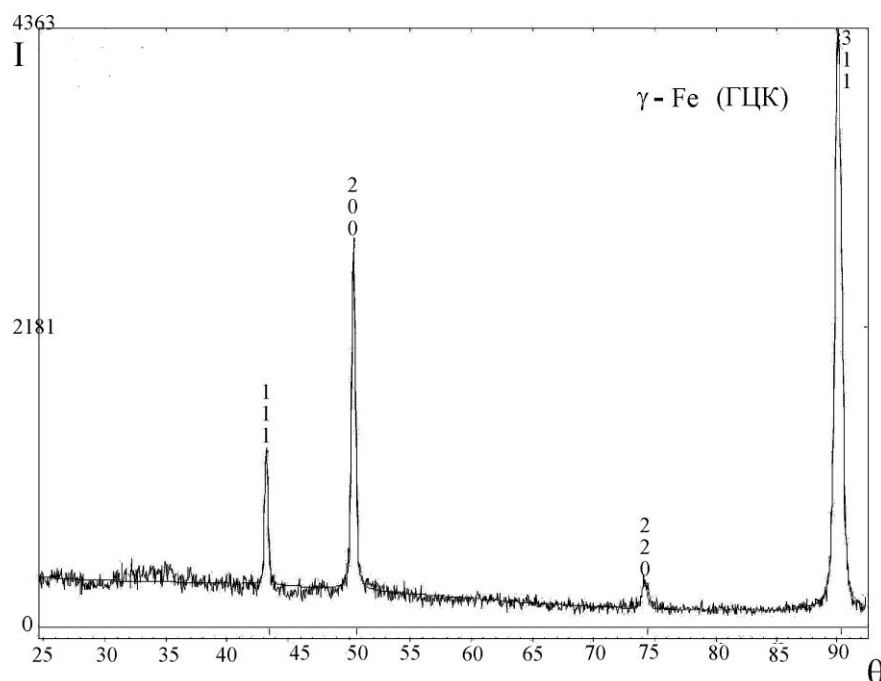


Рис. 2. Фрагмент рентгенограми наплавки з типовою аустенітною структурою (γ -Fe)

Аналіз мікроскопічних досліджень (рис. 3) показав, що при використанні порошкового дроту, отриманого шляхом введення синтезованих високодисперсних порошкових композицій відбувається подрібнення структури наплавленого металу та більш рівномірний розподіл в ній карбідних включень.

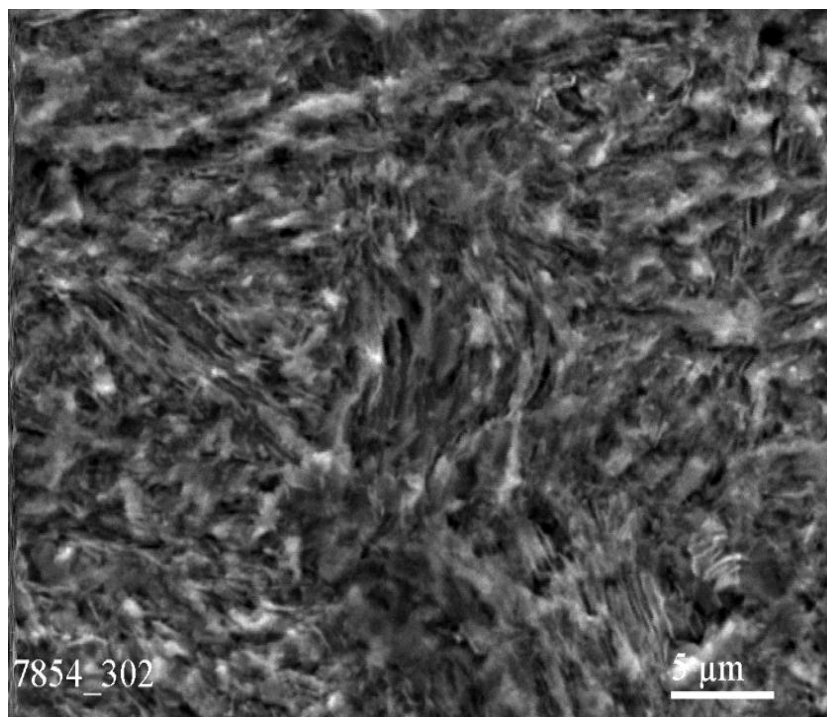


Рис. 3. Фрагмент мікроструктури наплавки, що характеризується наявністю волокнистих, стрижневих та пластинчатих високодисперсних карбідних утворень

Карбідні утворення, які характеризуються світлим контрастом на мікрофотографіях мають стрижнеподібну, волокнисту та пластинчасту форму. Розміри таких утворень в поперечині складають менше одного мікрона. Слід зазначити, що застосування різних за складом композиційних порошків в якості наповнювачів порошкових дротів не призводить до суттєвих розбіжностей структури (рис. 3). Спільною їх ознакою є присутність карбідних утворень переважно в вигляді стрижнів, волокон або пластин.

Дослідженню впливу структури на зносостійкість сталей і сплавів присвячено багато робіт [5–7], у яких відзначається існування залежності опору сталей і сплавів зношуванню від їхнього структурного стану. Було встановлено [8], що наплавлений метал зі структурою метастабільного аустеніту в умовах сухого тертя металу характеризується підвищеною зносостійкістю. Аустенітна форма металу у нашому випадку виконує роль матриці в якій утримуються тверді частки карбідів та інших сполук.

Як відомо, на опір зношуванню матеріалів значно впливає присутність в їх складі високодисперсних карбідів, які характеризуються витягнутою формою, а зміна направленості карбідів від паралельної до перпендикулярної до поверхні контакту в 2,5–3 рази підвищує зносостійкість металевих матеріалів [9]. Тому сформований структурний стан наплавленого металу з використанням експериментальних дротів в нашому експерименті може забезпечувати високі характеристики стійкості до абразивного зношування в процесі тертя.

Результати вимірювань твердості досліджуваних металевих наплавів (табл. 5) показали, що кореляція між мікротвердістю та зносостійкістю в нашому випадку спостерігається. Найбільшу мікротвердість серед даних зразків має метал, який модифікувався композитом 1. За результатами вимірювання даний наплавлений метал є найбільш зносостійким серед наплавленого металу. В той же час найменшу зносостійкість показав метал модифікований композитом 3, він же, в свою чергу показав і найменшу твердість. Хоча за літературними даними максимальний рівень опору зношуванню не завжди збігається з максимальною твердістю [10].

Таблиця 5

Характеристики абразивної стійкості наплавленого металу

№ композиту	Вихідний склад сплавів, % (мас.)	Темп зношування зразка, J_1 , мкм/км	Масове зношування зразка, J , мг/км	Твердість, HRC
1	70 Fe – 30 лігатура (композит1)	96,9	19,0	33–34
2	70 Fe – 30 лігатура (композит3)	106,3	25,2	30–31
3	70 Fe – 30 лігатура (композит2)	117,9	28,5	26–27
4	Чавун марки ЧХЗТ	284,3	58,8	48–49

Примітка: композит 1 – $59SiC13Si_2N_2O18WC5W_2C5W_5Si_3$ (% (мас.)), композит 2 – $44(Ti,Cr)_2O_347Cr_7C_39CrTi_2O_3$ (% (мас.)), композит 3 – $65TiC8Fe_3C19Ti_3O_58C(G)$ (% (мас.))

Для порівняння були проведені випробування чавуну марки ЧХЗТ з твердістю 48–49 HRC (табл. 5), які показали, що при нижчому значенні твердості зносостійкість досліджуваних металевих наплавів перевищує зносостійкість чавуну, в середньому, в 2,5 рази.

Висновки. За результатами рентгенофазового аналізу та електронно-мікроскопічних досліджень встановлено, що застосування продуктів взаємодії високодисперсних карбідів кремнію, хрому та титану з оксидами вольфраму, титану та заліза для модифікації порошкового дроту сприяє формуванню однорідної структури наплавленого металу з рівномірним розподілом дисперсних карбідних утворень в вигляді стрижнів, волокон та пластин. Трибологічними дослідженнями встановлено, що модифікація порошкового дроту порошковими продуктами, що були утворені взаємодією карбідів з оксидами металів сприяє ефективному впливу на стійкість до абразивного зношування наплавленого металу.

Список використаних джерел:

1. Гадзыра Н.Ф. Получение высокодисперсной порошковой лигатуры в системе (SiC-C) – WO₃ и использование ее для упрочнения алюмооксидной керамики / Н.Ф. Гадзыра, Н.К. Давидчук, Я.Г. Тимошенко // Вісник українського матеріалознавчого товариства. – 2015. – Випуск 8. – С. 82–88.
2. Давидчук Н.К. Влияние продукта взаимодействия карбида хрома с оксидом вольфрама на износостойкость сплавленных металлокомпозигов и наплавов / Н.К. Давидчук, Н.Ф. Гадзыра // Материалы 9-й международной конференции «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий» август 2016 г. Киев, Украина – С. 75
3. Тимошенко Я.Г. Створення наноструктурної перлітної сталі шляхом легування заліза нанокпозиційним порошком на основі нестехіометричного карбиду кремнію // Я.Г. Тимошенко, М.П. Гадзыра, Г.Г. Гнесін, Н.К. Давидчук, В.Б. Галямін // Доповіді Національної академії наук України. – 2013. – № 9. – С. 101–107.
4. Kurlov A.S. Tungsten Carbides: Structure, Properties and Application in Hardmetals / A.S. Kurlov, [A.I. Gusev](#). – Springer, 2013. – 242 p.
5. Попов В.С. Износостойкость пресформ огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриченко. – М.: Металлургия, 1971 – 156 с.
6. Попов В.С. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов / В.С. Попов, Н.Н. Брыков. – Запорожье: В.П.К. «Запоріжжя», 1996. – 180 с.
7. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / Под ред. В.С. Попова. – Запорожье.: Изд-во ОАО «Мотор Сич», 2000. – 368 с.
8. Виноградов В.Н. Износостойкость сталей и сплавов / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин – М.: Нефть и газ, 1994. – 415 с.
9. Цыпин И.И. Влияние ориентировки карбидов М₇С₃ на износостойкость белого чугуна 300Х20ДНФ / И.И. Цыпин, В.И. Канторович, Д.А. Зуев, В.А. Гольдштейн // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991. – № 10. – С. 26–31.
10. Шеенко И.Н. Современные наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений / Шеенко И.Н. – Киев: Наукова думка, 1975. – 239 с.

Рецензенти:

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

Чернишов Л.І., зав. від. Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, к.т.н.

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017

УДК: 621.891

О.В. Диха, С.Ф. Посонський, О.М. Маковкін, А.А. Вичавка*Хмельницький національний університет***РОЗРАХУНКОВА ОЦІНКА ЗНОСОСТІЙКОСТІ МАТЕРІАЛІВ НАПРЯМНИХ КОВЗАННЯ**

Запропоновано розрахункові залежності для визначення кінетики зміни трибоконтактних параметрів в процесі зношування для мастильного профілю змінної глибини. Проведений розв'язок зносоконтактної задачі для плоских напрямних ковзання. За базову модель зношування прийнята лінійна залежність від безрозмірних комплексів контактного тиску і швидкості ковзання. Отримана формула для розрахунку зносу напрямних ковзання в залежності від шляху тертя.

Ключові слова: напрямна ковзання, мастильні канавки, контактний тиск, знос, трикутний профіль.

А.В. Дыха, С.Ф. Посонский, О.М. Маковкин, А.А. Вичавка**РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛОВ НАПРАВЛЯЮЩИХ СКОЛЬЖЕНИЯ**

Предложены расчетные зависимости для определения кинетики изменения трибоконтактных параметров в процессе изнашивания для масляного профиля переменной глубины. Проведено решение износоконтактной задачи для плоских направляющих скольжения. За базовую модель изнашивания принята линейная зависимость от безразмерных комплексов контактного давления и скорости скольжения. Получена формула для расчета износа направляющих скольжения в зависимости от пути трения.

Ключевые слова: направляющая скольжения, смазочные канавки, контактное давление, износ, треугольный профиль.

O. Dykha, S. Posonsky, O. Makovkin, A. Vychavka**ESTIMATION OF WEAR RESISTANCE OF MATERIALS SLIDING GUIDES**

The literary analysis of the known approaches to estimate the wear resistance of materials sliding guides of the process equipment is conducted. The design dependencies for determining the kinetics of change of tribo-contact characteristics in the process of wear of slide guide with lubrication grooves of variable depth: from a maximum at the center of the rail to a minimum at its edges is proposed. Held the solution of wear-contact problem for the flat slideways. For the base model of the wear adopted linear dependence on the dimensionless complexes of the contact pressure and sliding speed. The formula for calculating the wear of slides depending on the road friction and the example of calculation of the wear rail. The resulting method of calculation guides with oil grooves are recommended for prediction of wear at the design stage and optimization of constructive and technological parameters of the guide according to the criterion of wear.

Keywords: guide sliding, lubricating groove, contact pressure, wear, triangular profile.

Постановка проблеми. Напрямні ковзання відносять до опорних деталей машин, які забезпечують задане взаємне розміщення рухомих вузлів і можливість їх переміщення в напрямі прямолінійного руху. На відміну від інших пар тертя напрямні відносяться до відкритого незамкненого типу, у яких довжина зони контакту одного з елементів менше довжини другого елемента.

На робочих поверхнях напрямних може виникати тертя ковзання або тертя кочення. Напрямні ковзання зворотно-поступального руху простіші за конструкцією і технологією виготовлення, їх широко використовують в будові металорізальних і деревообробних верстатів, ковальсько-пресового обладнання, підйомно-транспортних машин, приладів тощо.

Стійкість проти зношування робочих поверхонь напрямної з тертям ковзання перевіряють за умовою збереження шару мастила у зоні максимального тиску. Для зменшення тертя, зношування та запобігання задиркам тертьових поверхонь напрямних метало- та деревообробних верстатів, пресів, контрольно-вимірювальних приладів застосовують спеціальні індустріальні мастила. Змащувальні вузли та деталі залежно від застосованого обладнання значно відрізняються умовами роботи, температурними, навантажувальними та іншими характеристиками. Для мащення напрямних ковзання високоточних металорізальних верстатів, умови роботи яких відрізняються високими навантаженнями й можливістю дуже низьких швидкостей руху, застосовують особливу групу антистрибкових індустріальних мастил.

Для підвищення довговічності напрямних машин при терті і зношуванні на їх поверхню додатково наносять різні маслоутримувальні мікро- і макрорельєфи. Чим надійніше утримується мастильний матеріал між контактуючими деталями, тим менше вони зношуються. Профіль поверхні відіграє тут головну роль. Створені при обробці канавки на поверхні виконують функцію резервуарів для утримання і розподілу масла. За допомогою теоретичних досліджень,

лабораторних і експлуатаційних випробувань визначається який тип, форма і глибина профілю є найприйнятнішими.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. За призначенням і характерними умовами роботи напрямні ковзання поділяють на декілька груп [1-3]. До першої групи належать напрямні верстатів для механічної обробки деталей, які відрізняються великими довжинами ходу і широким діапазоном швидкостей (від надто малих швидкостей подачі до значних швидкостей головного руху) і високими вимогами щодо точності. До другої групи належать напрямні ковальсько-пресового обладнання, для яких в напрямі переміщення характерні великі осьові навантаження, а у деяких випадках і підвищені температури. До третьої групи відносяться напрямні повзунів кривошипно-шатунних механізмів, зокрема двигунів внутрішнього згоряння, які сприймають навантаження в одній площині при високих швидкостях і підвищених температурах. Четверту групу складають напрямні ковзання вимірювальних приладів, які відрізняються малими навантаженнями і особливо високими вимогами щодо точності розміщення в них рухомих деталей.

Різноманітність функціонального призначення напрямних обумовила конструктивні різновидності форми їх поперечного перерізу [3, 4]: прямокутні, трикутні (V – подібні), трапецієвидні (ластівчин хвіст), круглі та комбіновані. Умови роботи напрямних ковзання кожної групи різні, проте всі вони повинні забезпечити мінімальні за даних умов роботи втрати на тертя і зберігати точність положення і переміщення рухомих елементів в процесі роботи механізму, яка передусім залежить від зносу напрямних. Дослідження механізму тертя напрямних ковзання, особливостей їх навантаження і зносу проведені багатьма вченими і науковими школами, серед яких широко відомі роботи Д. М. Решетова, І. В. Крагелського, О. С. Пронікова та інших вчених.

З огляду на те, що основною галуззю застосування напрямних ковзання є верстатобудування, а точність та довговічність напрямних у значній мірі визначає працездатність верстатів, то особливості навантаження і зношування напрямних металорізальних верстатів, досліджені найбільш досконало. В результаті огляду літературних джерел [2-5] визначено, що переважна кількість верстатів виходять з ладу через знос деталей, який різко знижує точність обробки, зменшує продуктивність через простой, вимагає значних виробничих потужностей і кваліфікованих кадрів для ремонту. Витрати на ремонт верстатного обладнання загального призначення, віднесені до року експлуатації, складають до 10% його початкової вартості.

Зносу піддається широка номенклатура деталей, до яких насамперед відносять напрямні, оскільки їх знос визначає періоди між капітальними ремонтами. Наведені Д. М. Решетовим [4] показники сумарної роботи напрямних поздовжньої і поперечної подачі верстатів оцінюють коефіцієнтом, що визначає відносну тривалість роботи напрямних у відсотках до тривалості робочої зміни.

Умови роботи напрямних металорізальних верстатів характеризують наступні чинники: тиск та його змінність під час реверсивного руху; швидкість ковзання та змащування напрямних; температура та забруднення напрямних або мастила відходами обробки (стружкою, піском, окалиною, абразивом) тощо.

Модифікація поверхонь напрямних ковзання маслоутримувальними профілями отримало широке застосування і потребує подальших досліджень з метою підвищення зносостійкості матеріалів напрямних. Серед параметрів регулярних мастильних профілів важливими, з погляду формування експлуатаційних характеристик поверхні, є: напрямок ліній профілю щодо напрямку відносного ковзання, відносна площа поверхні (відношення площі, зайнятої канавками, до загальної площі), глибина і форма змащувальних канавок. Узагальнюючи результати досліджень зносостійкості поверхонь з регулярним рельєфом [6-11], можна намітити певні рекомендації щодо приведених вище параметрів. Кращі результати дають поперечні відносно напрямку переміщення канавки, оскільки в цьому випадку забезпечуються більш сприятливі умови для мащення, і в цілому поверхня має більшу несучу здатність в порівнянні з поздовжніми канавками. Що стосується відносної площі поверхні, то тут оптимальними вважаються випадки, коли площа змащувальних канавок складає 40 - 50 % від загальної площі поверхні.

В практиці широко використовують масляні канавки різної форми і напрямку на поверхнях напрямних верстатів. Поздовжні або поперечні канавки мають, як правило, однаковий перетин по глибині канавки на всій довжині. Особливістю таких канавок є незмінність несучої здатності по всій довжині і можливість витікання масла через бічні грані для напрямних з різних матеріалів [12].

Для плоских напрямних поверхонь в роботах [12-14] запропонований профіль маслоутримувальних канавок із змінною глибиною від максимальної в центрі несучої поверхні до нуля на границі поверхні тертя. Встановлено, що такий профіль має оптимальну маслонесучу здатність і мінімальні витікання мастильного матеріалу.

Постановка завдань. Метою даної роботи є розрахунок зносоконтактних параметрів та моделювання зносу напрямних ковзання з маслоутримувальними канавками змінної глибини трикутного профілю.

Викладення основного матеріалу. Схема утворення канавок конічним індентором та геометричні параметри утворюваного профілю показані на рис. 1. Для аналізу трибологічних напрямних ковзання з маслоутримувальними канавками змінної глибини використаєм залежності для розрахунку геометричних характеристик трикутних канавок, наведених в роботі [12]. Ці залежності адаптуємо для випадку зменшення глибини канавок в результаті лінійного зношування напрямних u_w .

Отже ширина максимальна (в центрі) ширина канавок визначається за залежністю:

$$2a = 2(h_0 - u_w) \cdot \operatorname{tg} \alpha, \quad (1)$$

де h_0 - початкова максимальна глибина канавки; α - напівкут конічного індентора.

Площа канавки на поверхні напрямної розраховується за формулою:

$$A_k(u_w) = 4\sqrt{2R} \cdot \operatorname{tg} \alpha \left[h_0 \sqrt{h_0 - u_w} - \frac{1}{3} (h_0 - u_w) \sqrt{h_0 - u_w} \right], \quad (2)$$

де R - радіус кола обертання індентора при формуванні канавки.

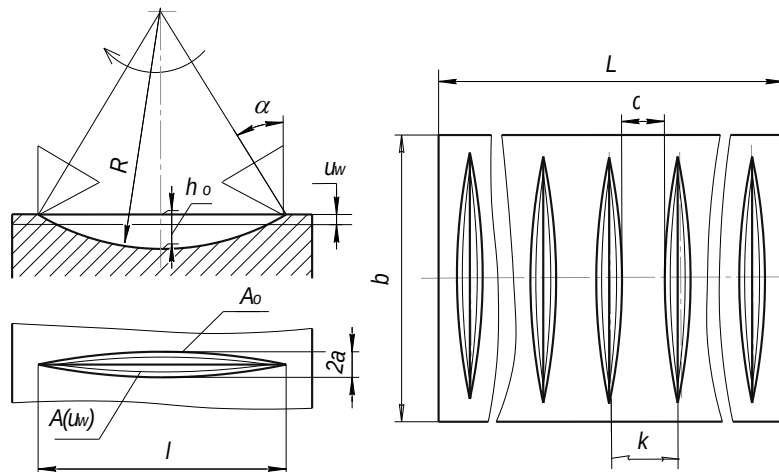


Рис. 1. Форма і граничні розміри канавок (а) та мікропрофіль поверхні (б), утвореної конусним індентором

А сумарна площа несучої поверхні ділянки напрямної з довжиною L та шириною b та кількістю канавок n визначиться:

$$A_r = L \cdot b - n \cdot A(u_w) = L \cdot b - 4n\sqrt{2R} \cdot \operatorname{tg} \alpha \left[h_0 \sqrt{h_0 - u_w} - \frac{1}{3} (h_0 - u_w) \sqrt{h_0 - u_w} \right]. \quad (3)$$

Середній контактний тиск на напрямній при дії на повзун зовнішнього навантаження Q :

$$\sigma_r = \frac{Q}{A_r}. \quad (4)$$

Проведемо тестовий розрахунок параметрів профілю, сформованого конічним індентором з кутом при вершині конуса $\alpha = 60^\circ$ за наступних вихідних даних: $R = 400$ мм; $l = 40$ мм; $h_0 = 0,5$ мм; $L = 120$ мм; $b = 50$ мм; $n = 20$. Трибоконтактні параметри для напрямної з канавками розрахуємо для рівнів зношуванні з кроком $0,1$ мм. Результати розрахунку представлені в таблиці 1 та на рисунку 2.

Таблиця 1.

Геометричні параметри і контактний тиск макропрофілю, сформованого конічним індентором

Знос u_w , мм	A_k , мм ²	A_r ,		Контактний тиск σ_r , МПа
		мм ²	%	
0	47	5060	84,3	0,99
0,1	45	5100	85,0	0,98
0,2	43	5140	85,6	0,97
0,3	37	5260	87,7	0,95
0,4	27	5452	90,9	0,91
0,5	0	6000	100	0,83

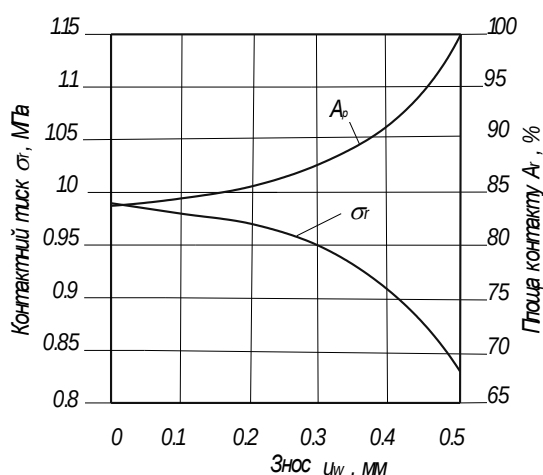


Рис. 2. Залежність площі контакту і контактної тиску від зносу маслоутримувального профілю змінної глибини

Для оцінки зносостійкості побудуємо розрахункову модель зношування напрямної ковзання з канавками змінної глибини трикутного профілю. Прийнемо модель зношування напрямної ковзання у вигляді безрозмірних комплексів: контактної тиску і швидкості ковзання у вигляді:

$$I = \frac{du_w}{ds} = c_w \left(\frac{f\sigma}{HB} \right) \left(\frac{Vb}{v} \right), \quad (5)$$

де u_w – нормальний лінійний знос напрямної; S – шлях тертя; f – коефіцієнт тертя в парі повзун-напрямна; σ – нормальний контактний тиск; HB – твердість матеріалу напрямної;

V – швидкість ковзання; b – номінальна ширина напрямної; v – кінематична в'язкість оливи; c_w – коефіцієнт зносостійкості.

З (1) залежність зносу від напівширини канавки з (1) буде:

$$u_w = h_0 - a \cdot \operatorname{ctg} \alpha. \quad (6)$$

Для розрахунку площі канавки скористаємось залежністю [8]:

$$A_k = \frac{8\sqrt{2}}{3} (h_0 - u_w) \operatorname{tg} \alpha \sqrt{R(h_0 - u_w)}. \quad (7)$$

Після підстановки (6) в (7):

$$A_k = \frac{8\sqrt{2}}{3} a \sqrt{aR \operatorname{ctg} \alpha}. \quad (8)$$

Тоді контактний тиск на поверхні напрямної з канавками буде:

$$\sigma = \frac{Q}{Lb - \frac{L}{k} A_k} = \frac{Q}{L} \left(\frac{k}{bk - \frac{8\sqrt{2}}{3} a \sqrt{a R \operatorname{ctg} \alpha}} \right). \quad (9)$$

Величина зносу u_w та розміри канавки залежать від шляху тертя s , продиференціюємо залежність (6) по шляху тертя:

$$\frac{du_w}{ds} = -\operatorname{ctg} \alpha \frac{da}{ds}. \quad (10)$$

Підставимо у модель зношування (5) вирази (9) та (10) та після перетворень отримаємо:

$$\left(\frac{Q c_w k f V b \operatorname{tg} \alpha}{L H B v} \right) ds = \left(\frac{8\sqrt{2}}{3} a^{\frac{3}{2}} \sqrt{R \operatorname{ctg} \alpha} - bk \right) da. \quad (11)$$

Це звичайне диференціальне рівняння з розділюючимися змінними. Інтегруючи диференціальне рівняння (11) отримаємо:

$$\left(\frac{Q c_w k f V b \operatorname{tg} \alpha}{L H B v} \right) s = \frac{16\sqrt{2}}{15} a^{\frac{5}{2}} \sqrt{R \operatorname{ctg} \alpha} - abk + C. \quad (12)$$

Постійну інтегрування знайдемо з умови $a(s=0) = a_0$ (початкова напівширина мастильної канавки):

$$C = a_0 bk - \frac{16\sqrt{2}}{15} a_0^{\frac{5}{2}} \sqrt{R \operatorname{ctg} \alpha}. \quad (13)$$

З урахуванням $a_0 = h_0 \operatorname{tg} \alpha$ та $a = (h_0 - u_w) \operatorname{tg} \alpha$ після підстановок у (12) та відповідних алгебраїчних перетворень і спрощень отримаємо вираз для розрахунку зносу напрямної з канавками змінної глибини та трикутного перетину:

$$u_w = \left(\frac{Q c_w k f V b \cdot \operatorname{tg} \alpha}{L H B v} \frac{1}{bk - h_0^{\frac{3}{2}} \sqrt{2 R \operatorname{ctg} \alpha}} \right) s. \quad (14)$$

Для перевірки адекватності отриманої залежності проведемо розрахунок зносу напрямної ковзання наступих вихідних даних:

1. Геометричні розміри напрямної: $l = 500$ мм; $b = 50$ мм;
2. Швидкість ковзання: $V = 20$ мм/с;
3. Кінематична в'язкість оливи Індустріальне І-30: $\nu = 40$ мм²/с;
4. Коефіцієнт тертя в парі повзун-напрямна: $f = 0,1$;
5. Робоче авантаження $Q = 500$ Н;
6. Глибина мастильної канавки $h = 1$ мм, кут профілю канавки $\alpha = 30^\circ$, крок канавок $k = 15$ мм.
7. Твердість матеріалу напрямної HB=400 МПа.

Параметр зносостійкості c_w в парі чавун-чавун можна прийняти за даними [12]:

$$C_w = 2 \cdot 10^{-8}.$$

Результати чисельного розрахунку лінійного зносу напрямної ковзання наведені в таблиці 2.

Таблиця 2

Результати розрахунку зносу напрямної ковзання в залежності від шляху тертя

Шлях тертя, s , мм	10^9	10^{10}	10^{11}
Лінійний знос, u_w , мкм	1,49	14,9	149

Графічна інтерпретація результатів розрахунку зношування напрямної представлена на рис. 3.

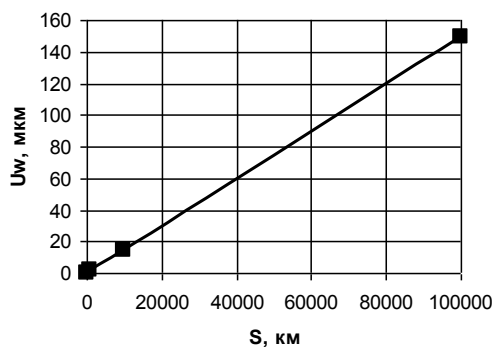


Рис. 3. Залежність зносу на прямої ковзання з трикутним профілем канавок від шляху тертя

Результати розрахунку зносу на прямої ковзання з маслоутримувальними канавками свідчать про достатню адекватність побудованої розрахункової моделі реальним умовам спрацювання на прямих та може бути рекомендована для оцінки впливу конструктивних та технологічних параметрів на зносостійкість на прямих на стадії проектування.

Висновки. Аналіз результатів розрахунку трибоконтактних параметрів на прямої ковзання показує, що при зносі площа контакту збільшується на 34 %, а контактний тиск зменшується на 26%. При зносі профілю з канавками, сформованими конусним індентором, реальна площа контакту збільшується на 18,6%, а контактний тиск зменшується на 16,2%. Інтенсивність зменшення фактичної площі контакту і збільшення контактного тиску суттєво зростає при зношуванні понад 60% повної висоти макропрофілю мастильних канавок.

Список використаних джерел:

1. Лапидус А. С. Направляющие машин. – В кн. Трение, изнашивание и смазка. М.: Машиностроение, 1979. – с. 148 – 173.
2. Решетов Д. В. Детали машин. Машиностроение, 1966. – 655 с.
3. Трение, изнашивание и смазка. Справочник. В 2-х кн.: Кн.2 / Под ред. И. В. Крагельского и В. В. Алисина. – М.: Машиностроение, 1979. – 358 с.
4. Детали и механизмы металлорежущих станков. Т.1. / Коллектив авторов под ред. Д. И. Решетова. – М.: Машиностроение, 1972. – 664 с.
5. Крагельский И. В., Михин Н. М. Узлы трения машин: Справочник. – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.
6. Шнейдер Ю. Г. Эксплуатационные свойства деталей с регулярным микрорельефом / Ю. Г. Шнейдер. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1982. – 248 с.: ил.
7. Крагельский И. В. Основы расчетов на трение и износ / Крагельский И. В., Добычин М. Н., Комбалов В. С. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
8. Рыжов Э. В. Технологические методы повышения износостойкости деталей машин / Э. В. Рыжов. – К.: Наук. думка, 1984. – 271 с.
9. Одинцов Л. Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: Справочник / Л. Г. Одинцов. – М.: Машиностроение, 1987. – 328 с.
10. Шнейдер Ю. Г. Эксплуатационные свойства деталей с регулярным микрорельефом / Ю. Г. Шнейдер. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1982. – 248 с.: ил.
11. Чепе П. А. Эксплуатационные свойства упрочненных деталей / П. А. Чепе, В. А. Андрияшин. – Минск: Наука и техника, 1988. – 192 с.
12. Кузьменко А. Г., Дыха О. В. Контакт, трение и износ смазанных поверхностей: Монография / А. Г. Кузьменко, О. В. Дыха. – Хмельницький: ХНУ, 2007. – 344 с.
13. Дыха О.В. Геометричні параметри і режим тертя в прямих елементах з маслоутримувальними канавками змінної глибини / О.В. Дыха // Конструювання, виробництво та експлуатація сільськогосподарських машин, вип. 39 - Кіровоград: КНТУ, 2009 – С. 378-382.
14. Дыха О.В. Розрахункова оцінка зношування на прямої ковзання з маслоутримувальними канавками трикутного профілю / О.В. Дыха, А.А. Вичавка // Проблеми трибології (Problems of Tribology). – 2016. – № 3. – С. 92-97

Рецензенти:

Аулін Віктор Васильович, професор кафедри експлуатації та ремонту машин Центральноукраїнського національного технічного університету (м. Кропивницький), доктор технічних наук, професор.

Гордєєв Анатолій Іванович, професор кафедри технології машинобудування Хмельницького національного університету, доктор технічних наук, професор.

Стаття надійшла до редакції 19.04.2017

УДК 666.193..2; 666.195

Дідук І.І., Яценко О.М., Чувашов Ю.М.*Інститут проблем матеріалознавства НАН України;**ДП НТЦ «Базальтоволоконні матеріали» ІПМ НАН України***ВОЛОКНА З ГІРСЬКИХ ПОРІД БАЗАЛЬТОПОДІБНОГО СКЛАДУ З
ТОНКОПЛІВКОВИМИ ПОКРИТТЯМИ НА ОСНОВІ ДВООКСИДІВ ЦИРКОНІЮ***Отримано базальтові волокна із тонкоплівковим покриттям на основі двооксидів цирконію. Оптимальна температура нанесення оксидного покриття на волокна становить 500 °С.**Ключові слова:* базальтові волокна, тонкоплівкові покриття, двооксид цирконію.**Дидук И.И., Яценко О.М., Чувашов Ю.Н.****ВОЛОКНА ИЗ ГОРНЫХ ПОРОД БАЗАЛЬТОПОДОБНОГО СОСТАВА С
ТОНКОПЛЕНОЧНЫМ ПОКРЫТИЕМ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ***Получены базальтовые волокна с тонкопленочным покрытием на основе диоксида циркония. Оптимальная температура нанесения оксидного покрытия 500 °С.**Ключевые слова:* базальтовые волокна, тонкопленочные покрытия, диоксид циркония.**Diduk I.I., Yashchenko O. M., Chuvashov Yu.N.****FIBERS FROM ROCKS OF BASALT-SIMPLE STRUCTURE WITH A THIN-FILM
COVERING ON THE BASIS OF ZIRCONIUM DIOXIDE***Basalt fibers with a thin-film covering on the basis of zirconium dioxide are received. Optimum temperature of drawing an oxidic covering of 500 °C.**Keywords:* basalt fibers, thin-film coverings, zirconium dioxide.

Дослідження в області отримання нових складів тонких плівок, вивчення їх структури та властивостей, розширення галузей їх застосування показують їх значну роль в сучасній техніці та будівельній індустрії [1-2]. Широке застосування знаходять оксиди четвертої групи в тонкоплівковому стані, особливо тонкі плівки на основі двооксиду цирконію, які хімічно стабільні в агресивних середовищах та мають високу механічну міцність і підвищену термічну стійкість [3-4].

Волокна з гірських порід базальтоподібного складу піддаються корозії у доволі сильному лужному середовищі при твердінні в цементному камені [5-7]. Найбільш доцільним підвищенням лугостійкості волокна є нанесення на його поверхню захисного покриття-протектору, що запобігає або обмежує контакт волокна з агресивним середовищем матриці.

В роботі тонкі плівки оксидів цирконію (оксихлориду цирконію) синтезували із плівкоутворюючих розчинів (ПУР) золь-гель методом та контактного евтектичного плавлення речовин [8-10]. Розчини готували на основі дистильованої води, етилового спирту.

Добру плівкоутворюючу здатність на різних підложках мають спиртово-водні золі оксихлориду цирконію [11-12]. Всі базальтові волокна у вихідному стані мали скловидну структуру. В ІК-спектрах містилися полоси поглинання 1040 см^{-1} , що відповідає зв'язку $-\text{Si}-\text{O}-\text{Si}-$ [13].

Поверхня скла в звичайних умовах вкрита гідроксильними групами (на 1 м^2 поверхні скла знаходиться біля восьми груп OH [14-16].

Поверхня волокон з гірських порід доволі неоднорідна: наряду з OH -групами та молекулами H_2O на ній знаходяться також оксиди вуглецю [17]. Ця неоднорідність збільшується ймовірною наявністю в структурі поверхні волокон перехідних пор радіусом більшим за 10 нм.

Волокна з гірських порід базальтоподібного складу – це не що інше, як склоподібний базальт, що при відповідних температурах може бути частково закристалізований.

Мікроскопічні дослідження волокон з гірських порід показують, що поверхня їх відносно гладка, але з дефектами та жорсткуватостями, мають в поверхневому шарі субмікротріщини. Глибина мікротріщин також різна. Глибина і регулярність поверхневих дефектів, в т.ч. і мікротріщин залежать від способу отримання, діаметру сформованого волокна і швидкості формування.

Як видно з рисунків 3-7, волокна з гірських порід незалежно від діаметру мають кластерну (нерівну, негладку) структуру поверхні, що збільшує їх питому поверхню і сорбційну ємність [18].

При нанесенні плівкоутворюючого покриття на підложку з базальтового волокна відбувається осадження аморфних частинок цирконій-золю шляхом електростатичного притягання комплексних катіонів цирконію до негативно зарядженої поверхні волокна.

Нанесення захисних покриттів на базальтове волокно включає стадію нагріву та термообробки, що значно впливає на характеристики волокон. Вплив термообробки на властивості базальтових волокон описаний в ряді робіт і вивчався нами раніше [19-26].

Сушку та термообробку проводили східчасто з інтервалом (15-30) хв. Утворення плівок та проникнення двооксиду цирконію проводили за допомогою мікрозондового аналізу, зробленого на мікроскопі РЭММА-102-02.

Результати мікрозондового аналізу, зробленого на мікроскопі РЭММА – 102 – 02 показані в табл 1.

Результати мікрозондового аналізу проводили на поверхні зразка та на глибині 5 мкм, так як на глибині більше 5 мкм змін складу не спостерігалось. Для аналізу розміру часток двооксиду цирконію використовують мокру диспергацію в дистильованій воді. Зважаючи на те, що для тонкодисперсних порошків двооксиду цирконію та концентрату цирконію характерна агломерація, в розчин додають поверхнево-активні речовини. Розмір часток української сировини двооксиду цирконію (5-50) нм, питома поверхня (50-200) м²/г. Питома поверхня базальтових волокон використаних як підложка (4,5-9) м²/г, діаметр (25-50) мкм.

Таблиця 1.

Результати мікрозондового аналізу синтезованих тонкоплівкових покриттів

№ зразка	Режими отримання	Зміна складу покриття (C ZrO ₂ , %)	
		На поверхні зразка (глибина 0,5 мкм)	На глибині 5 мкм
1	Вихідне волокно	0	0
2	Температура 200 °С	3,91	0
3	Температура 500 °С (на основі етилового спирту)	3,60	1,17
4	Температура 500 °С (на основі дистильованої води)	2,43	0,81
5	Температура 750 °С (на основі етилового спирту)	3,78	1,33
6	Температура 750 °С (на основі дистильованої води)	2,52	0,88
7	Промивка 5% розчином Na ₂ CO ₃ зразка №3	1,76	0,85
8	Промивка 5% розчином Na ₂ CO ₃ зразка №4	2,07	1,08

Мікрофотографії зразків базальтових волокон вихідного та із синтезованими тонкоплівковими покриттями показані на рис. 1-6. Мікрофотографії (рис. 6) свідчать про доволі рівномірне нанесення тонкоплівкового покриття на поверхню волокон та збереження його після перебування в агресивному середовищі (рис. 9а).

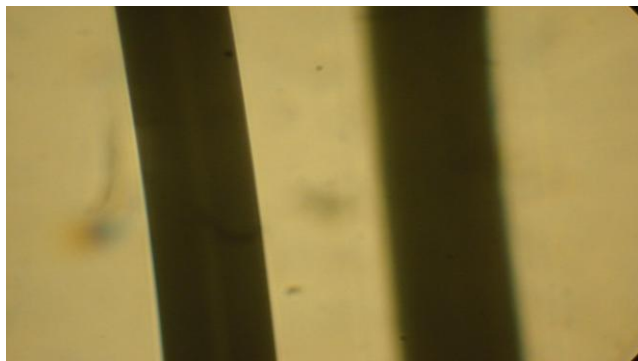


Рис. 1 – Знімок зразка 1 Морфологія вихідного волокна

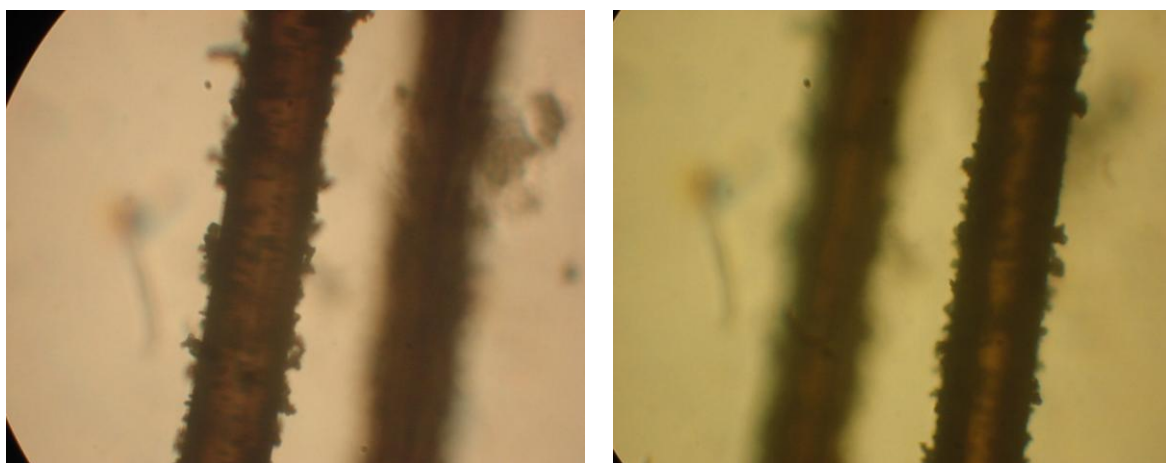


Рис. 2 – Знімок зразка 2 Морфологія покриттів з двооксиду цирконію на волокні

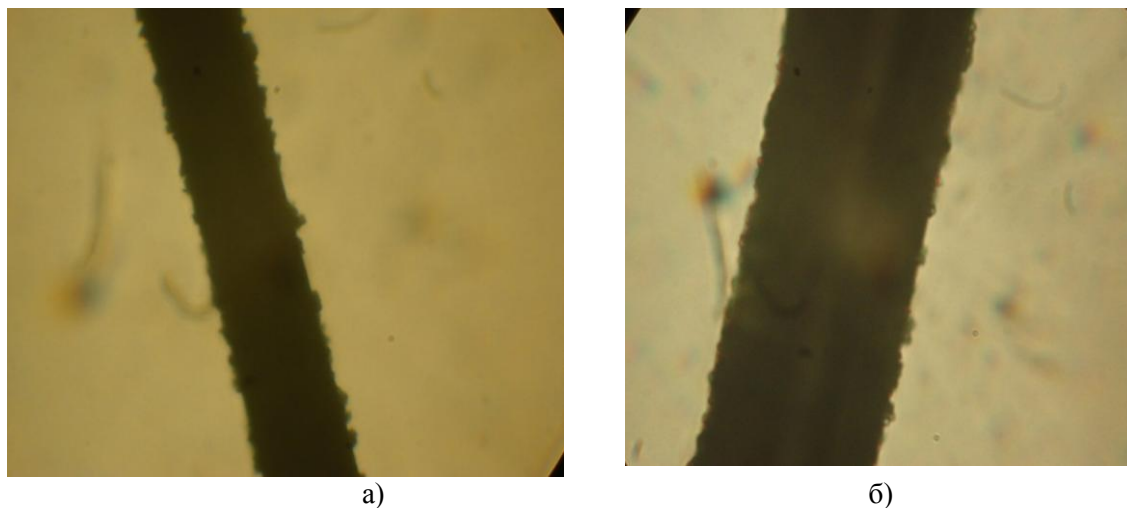


Рис. 3 – Знімок зразка 3, 4 Морфологія покриттів з двооксиду цирконію на волокні
а) на основі етилового спирту;
б) на основі дистильованої води

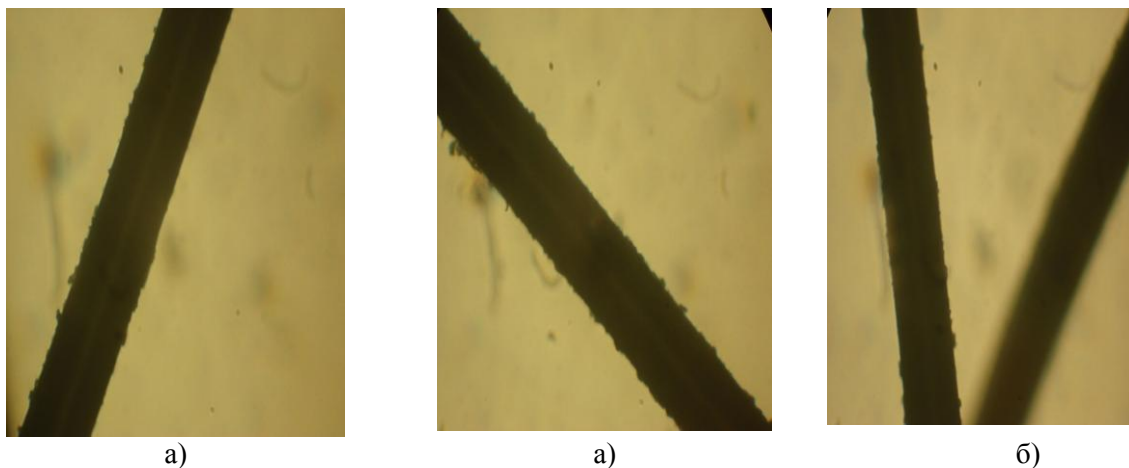


Рис. 4 – Знімок зразка 5, 6 Морфологія покриттів з двооксиду цирконію на волокні
а) на основі етилового спирту;
б) на основі дистильованої води

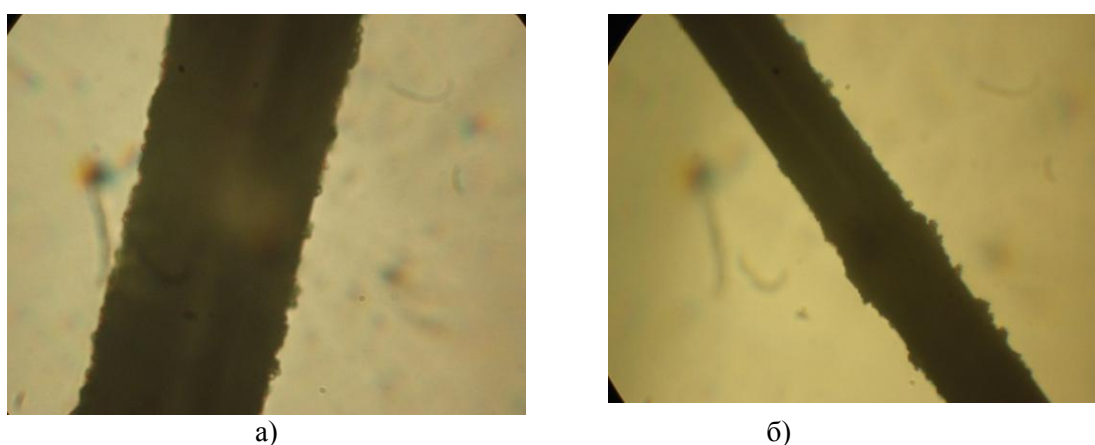


Рис. 5 – Знімок зразка 7, 8 Морфологія покриттів із двооксиду цирконію на волокні
а) на основі етилового спирту;
б) на основі дистильованої води

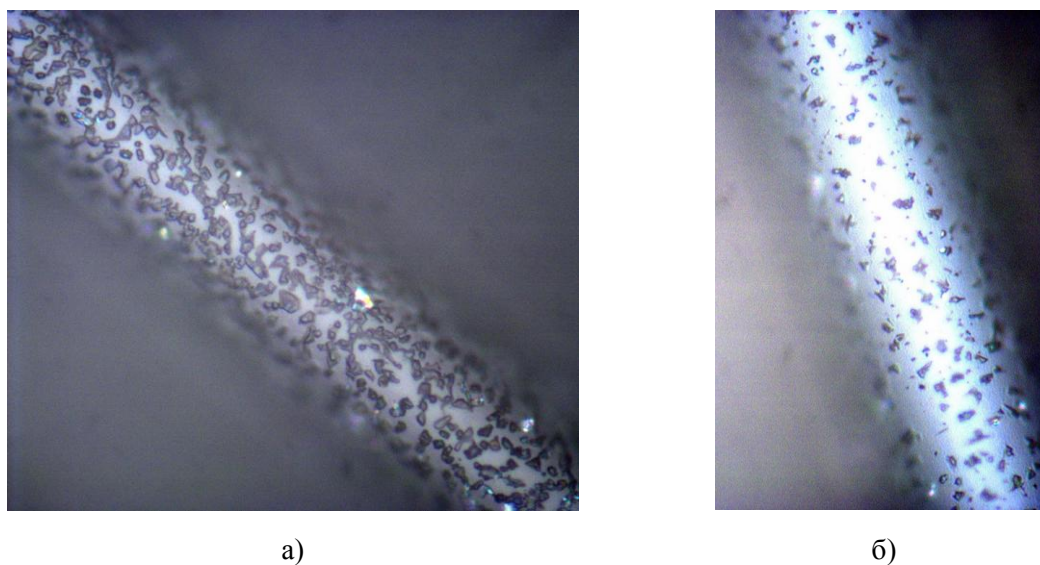
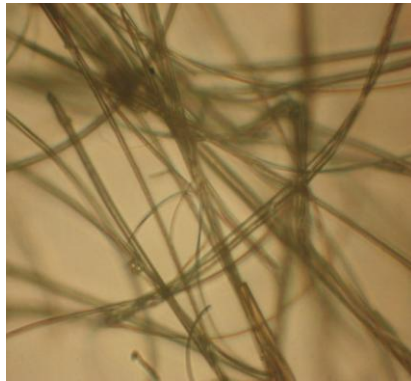
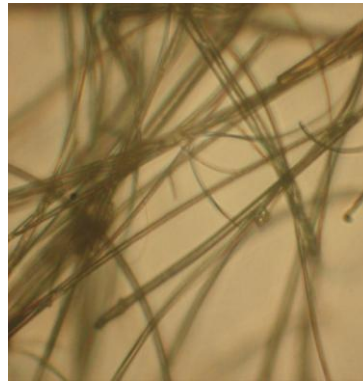


Рис.6 – Зразки базальтових волокон з синтезованими тонко плівковими покриттями
на основі розчинів концентрату цирконію в етиловому спирті зразка 3 (а) та після
перебування в агресивному середовищі (б)

Як витікає з таблиці 1 концентрація ZrO_2 на поверхні зразка на глибині 0,5 мкм набагато вища ніж на глибині 5 мкм при всіх температурах обробки волокон з покриттями. Після промивки волокон 5% розчином Na_2CO_3 покриття на поверхні волокон залишається.



а)



б)

Рис. 7 – Морфологія базальтових волокон після виготовлення (а) та після термообробки при температурі 500 °С (б)



Рис. 8 – Морфологія базальтових волокон після термообробки при температурі (700-900) °С

Термообробка волокна на повітрі при температурі 500 °С не призводить до суттєвих змін морфології (рисунок 7). Нагрівання волокна на повітрі при більш високих температурах викликає незворотні зміни у волокті: поступова зміна кольору волокна, при температурі 700-800 С° волокно темніє, а при температурі ≥ 900 С° набуває цегляно-рудого кольору і стає більш крихким (рис.8). Можна вважати, що зміну кольору волокна пов'язано з окисненням іонів Fe^{2+} до Fe^{3+} [22-23].

Отримані експериментальні дані: відсутність суттєвих змін на поверхні волокна і збереження кольору волокна при термообробці при невисоких (~ 500 С°) температурах – дозволяють припустити, що ці умови прийнятні для нанесення оксидних покриттів на базальтові волокна.

Список використаних джерел:

1. Третьяков Ю.Д., Лукашин А.В., Елесеєв А.А. Синтез функциональных нанокомпозитов на основе твердофазных нанореакторов// Успехи химии. – 2004. – Т.73. - №9. – С. 974 – 997.
2. Борило Л.П. Тонкопленочные неорганические наносистемы. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 2003. – 134 с.
3. Петрунин В.Ф., Попов В.В., Хунчи Чжу, Тимофеев А.А. Синтез нанокристаллических высокотемпературных фаз диоксида циркония//Неорганические материалы. – 2004. – Т.40. - №3 – С.303–311.

4. Олейников Н.Н., Пентин И.В., Муравьева Г.П., Кицько В.А. Исследование метастабильных высокотемпературных фаз, формируемых на основе ZrO_2 // Журнал неорганической химии. – 2001. – Т.46. - №9. – С. 1413 – 1420.
- 5.Пашенко А. А., Сербин В. П. Армирование цементного камня минеральным волокном. - К.: УкрНИИНТИ. -1970, 44 с.
6. Будников П.П., Пашенко А.А., Сербин В.П. Исследование структуры цементного камня, армированного минеральным волокном. Изв. АН СССР. Неорганические материалы. - 1966. Т.2. №4. С. 741-744.
8. Глуховський В.В., Свідерський В.А., Ященко О.М. та ін. Композиційні матеріали на основі волокон з гірських порід та неорганічних в'язучих. Київ – 2006.
метастабильных высокотемпературных фаз, формируемых на основе ZrO_2 // Журнал неорганической химии. – 2001. – Т.46. - №9. – С. 1413 – 1420.
- 8.Елисеев А.А., Лукашин А.В. Функциональные наноматериалы. (Под ред. Ю.Д. Третьякова). М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. 456 с.
- 9.Максимов А.И., Мошников В.А., Таиров Ю.М., Шилова О.А. Основы золь-гель технологии нанокompозитов. СПб.: ООО «Техномедиа» / Изд-во «Элмор», 2007. 255 с.
- 10.Шабанова Н.А., Саркисов П.Д. Основы золь-гель технологии нанодисперсного кремнезема. М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. -208 с.
11. Muha G.M., Vaughan P.A. Structure of the Complex Ion in Aqueous Solutions of Zirconyl and Hafnium Oxyhalides // The Journal of Chemical Physics. – 1960. – V. 33. – № 1. – P. 194.
12. Блюменталь У.Б. Химия циркония / под ред. Комиссаровой Л.Н., Сеницына В.И. – М.: Издательство иностранной литературы – 1963. – 345 с.
13. Стекланные волокна. Под ред. М.С. Аслановой. - М.: 1979, 256 с.
14. Зак А. Ф. Физико-химические свойства стекланных волокон. - М.: Ростехиздат, 1962. С. 223-224.
15. Бартенев Г.М. Строение и механические свойства неорганических стекол. - М.: Химия, 1966. С. 215- 216.
16. Гребенщиков И.В., Фаворская Т.А.// Труды ГОИ, 1931. т.7, вып. 72, С. 1-27.
17. Либау Ф. Структурная химия силикатов. - М.: Мир, 1988. 410 с.
18. Клевцов В.М., Чувашов Ю.М., Ященко О.М., Божко В.І. Структура поверхні волокон з гірських порід / Наукові нотатки Луцького державного університету: Міжвузівський збірник.- Луцьк: ЛДТУ.-2009.- №2.-Випуск 24.
19. Джигирис Д. Д., Махова М. Ф. Основы производства базальтовых волокон и изделий. – М.: Теплоэнергетик, 2002. – 416 с.
20. Militký J., Kovačič V., Bajžík V. Mechanical Properties of Basalt Filaments // Fibres & Textill in Eastern Europe. – 2007. – V. 15. – № 5-6. – P. 64–65.
21. Гаршев А. В. , Кнотько, А. В., Пулькин, М. Н., Земцов, А. Н., Граменицкий, Е. Н., Иванов, В. К., Путляев, В. И., Третьяков Ю. Д. Окислительная коррозия базальтового волокна // «Коррозия: материалы, защита». – 2005. – № 7. – С. 33–39.
22. Кнотько А.В., Гаршев, А. В., Давыдова, И. Б., Путляев, В. И., Третьяков, В. К. Химические процессы при термобработке базальтового волокна // «Коррозия: Материалы, защита». – 2007. – №. 3. – С. 37–42.
23. Дідук І.І., Чувашов Ю.М., Ященко О.М., Горбачов Г.Ф., Клевцов В.М. Дослідження впливу оксидів заліза в складі гірських порід та технологічні параметри отримання розплавів та характеристики волокон / Наукові нотатки Луцького державного університету: Міжвузівський збірник.- Луцьк: ЛДТУ.-2007.- №2.-Випуск 20.- С.47-50
24. Голубец В.М., Пашенко М.И. Принципы создания и особенности формирования эвтектических покрытий из жидкой фазы // ФХММ. – 1984. - № 6. – С. 25 – 29.
25. Савицкая Л.М. Расчет скорости контактного плавления эвтектических систем // Изв. Вузов. Физика. – 1962. - № 6. – С. 133 – 138.
26. Долгов Ю.С., Сидохин Ю. Ф. Вопросы формирования паяного шва. – М.: Машиностроение, 1973. – 136 с.

Рецензент:

Баглюк Г.А., зам. дир. ІПМ НАН України, д.т.н., ст.н.сп.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 512.017

Я.Ю. Дмитрішина*Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, м. Миколаїв***АНАЛІЗ СТІЙКОСТІ СТРУКТУРИ БЛИЖНЬОГО ПОРЯДКУ У РІДКОМУ АЛЮМІНІЇ**

Розроблено метод прогнозування умов, за яких можливі фазові переходи другого роду у рідкометалевій системі, заснований на уявленнях про рівномірний розподіл енергій зв'язку в кристалічній ґратці металу.

Ключові слова: фазовий перехід, кластери, рідкий алюміній, прогнозування, енергія зв'язку, структурні перетворення.

Я.Ю. Дмитрішина*Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, г. Николаев***АНАЛИЗ УСТОЙЧИВОСТИ СТРУКТУРЫ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА В ЖИДКОМ АЛЮМИНИИ**

Разработан метод прогнозирования условий, при которых возможны фазовые переходы второго рода в жидкометаллической системе, основанный на представлении о равномерном распределении энергии связей в кристаллической решетке металла.

Ключевые слова: фазовый переход, кластеры, жидкий алюминий, прогнозирование, энергия связи, структурные превращения.

Ya.Yu. Dmytrishyna*Institute of the pulse processes and technology NAS of Ukraine***ANALYSIS OF SUSTAINABILITY OF THE STRUCTURE OF THE MIDDLE ORDER IN LIQUID ALUMINUM**

A method for predicting the conditions, under which second order phase transitions in liquid metal systems are possible, is developed. It is based on the concept of a uniform distribution of energy in the crystal lattice of the metal. The calculated data is in agreement with the experimental.

Keywords: phase transition, clusters, liquid aluminum, forecasting, binding energy, structural transformations.

Анализ последних исследований и публикаций.

Эффективность обработки металлов и сплавов в жидком состоянии связывают с определенными температурными режимами, а если обработка осуществляется с помощью физических полей, то еще и со способом их наложения. Исследования последних лет показали, что эффект такой обработки связан с изменением структуры металлической жидкости, при этом существуют температурные интервалы, в которых эти изменения наиболее вероятны. В работах [1-3] экспериментальным путем установлено, что для жидкого алюминия структура ближнего порядка (гранецентрированный куб - ГЦК) уже при 1123 К, приобретает признаки структуры типа объемцентрированного куба (ОЦК). В [2] показано, что для жидкого силумина в диапазоне температур от 953 до 1353 К наблюдается три структурных превращения. Причем в зависимости от процентного содержания кремния в расплаве, скорости и способа нагрева расплава и способа обработки, условия структурных превращений могут изменяться [4]. Это значит, что для каждого конкретного сплава необходимо экспериментально определить оптимальные режимы и температурные интервалы обработки, что на практике стоит затрат времени, материальных и энергетических ресурсов.

Преобразование структуры во многом связано с разрушением, либо необратимым нарушением, текущей структуры. Поэтому актуален поиск методов, способных оценить степень хаотичности структуры, вероятность ее существования в некоторых условиях, в итоге - прогнозировать условия, при которых структурные превращения в ближнем порядке металлической жидкости наиболее вероятны.

Постановка задачи

Современные представления о структуре жидкометаллических систем учитывают их микроструктурную неоднородность, которую описывают некими относительно упорядоченными зонами атомов – кластерами, разделяемых менее упорядоченными зонами, так называемыми, мерцающими границами.

Благодаря процессу постоянного разрушения и образования кластеров с переходной зоной под воздействием тепловых колебаний формируются такие свойства как вязкость и жидкотекучесть, интенсифицируется диффузия и самодиффузия атомов [5]. Формулы,

описывающие длительность оседлой жизни атомов, находящихся в кластерах в некотором окружении, $\tau_{\text{фл}}$, и длительность пребывания вне кластеров, Δt , известны из теории Френкеля [5] и теории кинетической прочности твердых тел [6]

$$\begin{cases} \tau_{\text{фл}} = \tau_0 e^{\frac{E_{\text{кл}}}{kT}}, \\ \Delta t = \tau_0 \frac{E_{\text{кл}}}{kT}, \end{cases} \quad (1)$$

где τ_0 – период колебаний атомов в узлах кристаллической решетки, $E_{\text{кл}}$ – энергия, необходимая для разрушения кластера, k – постоянная Больцмана, T – температура расплава.

Заметим, что существует такое значение величин $k_1 = \Delta t / \tau_{\text{фл}}$, при котором система кластеров не сможет существовать и согласно положениям неравновесной термодинамики, либо разрушится, либо преобразуется в энергетически более выгодное состояние [7]. Предлагается использовать k_1 как критерий для оценки устойчивости структуры ближнего порядка жидкого алюминия при заданных условиях.

Вероятность нахождения определенной доли атомов P , находящихся вне кластера за некоторое время наблюдения, опишем с помощью критерия Бейли [8]:

$$P = 1 - e^{\frac{-E_{\text{кл}}}{\tau_{\text{фл}}}} \quad (2)$$

На рис.1 показано, что величины k_1 для чистого алюминия при времени наблюдения, равном $2\tau_0$, практически полностью совпадает с энтропией Шеннона S , указывающей на меру неопределенности, непредсказуемости информации [9].

$$S = P \ln P \quad (3)$$

При этом соотношение (4) вычисляется проще и имеет более понятный и однозначный физический смысл. При достижении функцией $k_1 = k_i(T)$ максимума, структура ближнего порядка становится наиболее неустойчивой. Это условие, при котором структурные преобразования наиболее вероятны. Но пересечение в данном случае оси абсцисс кривой $L = dk_1/dT$ согласно теории фазовых переходов Ландау [10] является признаком фазового перехода II-рода.

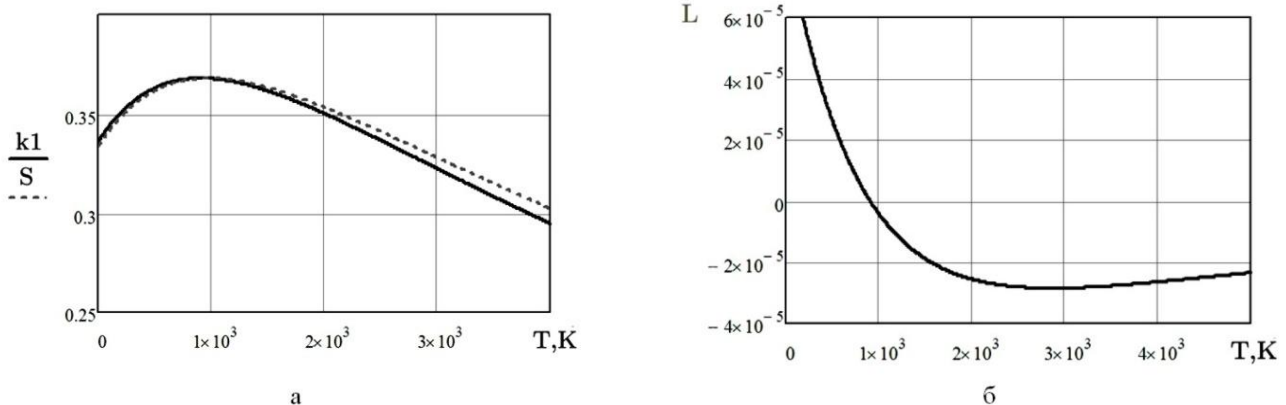


Рис. 1. - Температурные зависимости отношения энтропии Шеннона параметра k_1 к (а) и производной L .

Исследования структуры ближнего порядка жидких металлов показали, что они сохраняют ближний порядок, подобный такому в твердом состоянии, т.е. кластеры как бы сохраняют образ кристаллической решетки твердого состояния, который стремятся воссоздать при «разрушении-создании» в жидком состоянии. По мере учащения «разрушения-создания» возможны такие термодинамические условия, при которых воссоздание такого образа уже не является возможным ($k_1 = \max$). При этом, согласно положениям неравновесной термодинамики [7] кластер будет стремиться к установлению более устойчивой и энергетически выгодной структуры при данных

условиях. Установление такой структуры возможно путем уменьшения количества атомов в первой координационной сфере ближнего порядка, по сути, структурного превращения.

Для того, чтобы достичь условий, при которых структурное превращение наиболее вероятно, необходимо, чтобы энергия, поглощенная расплавом, была максимально приближена к энергии связи атомов в структуре ближнего порядка.

Цель работы – показать возможность структурных превращений в жидком алюминии и разработать метод прогнозирования возможного интервала превращений при внешнем воздействии.

Изложение основного материала

Для вычисления энергии связи используются весьма сложные и ресурсоемкие для расчетов методы, при этом результаты вычислений остаются приближенными. Поэтому актуально разработать более простой и относительно быстрый метод определения энергии связи в ближнем порядке атомов в кластере. Возможность такого подхода покажем это на примере алюминия.

Из классических представлений о строении и свойствах металлов, в том числе и в жидком состоянии, выделим следующее:

- в жидком состоянии металл сохраняет ближний порядок с типом строения решетки, подобным такому в твердом состоянии (например, для алюминия с решеткой гранцентрированный куб (ГЦК) – 12). Координационные числа, свойственные алюминию в жидком состоянии, меньше таковых в твердом (от 10 до 8). Логично предположить, что это связано не с изменением структуры ближнего порядка, а с периодичностью разрушения кластеров $\tau_{фл.}$. Таким образом, есть некое среднее количество атомов, находящихся в свободном состоянии, и среднее количество атомов, находящихся в оседлом состоянии;

- степень окисления (валентность), алюминия, равна 3, т.е. один атом алюминия может присоединить к себе еще три атома своего типа, структура для элемента из 4-х атомов геометрически может быть описана как тетраэдр. В твердом состоянии каждый атом такого тетраэдра может быть объединен еще с 9-ю такими же атомами. Таким образом, количество атомов в первой координационной сфере для решетки типа ГЦК равно 12. Согласно исследованиям [11], энергия связей всех атомов в элементарной ячейке является результатом равномерного распределения энергии связи 4-атомной тетраэдрической микрогруппировки.

Таким образом, зная энергию связей 4-х атомов для металла с тремя свободными электронами, несложно вычислить энергию связей для различных конфигураций, состоящих из 4-атомных элементов. При этом формирование различных структур из базовых 4-атомных тетраэдров не противоречит представлениям о полиморфных или политипичных структурных превращениях [12].

Энергия связи атомов в предполагаемом тетраэдре $E_{св}$ пропорциональна энергии первого потенциала ионизации, так как при отрыве хотя бы одного электрона такой базовый элемент будет терять устойчивость. Таким образом, можно предположить, что энергия первого потенциала ионизации – это энергия, необходимая для нарушения устойчивости базового элемента структуры, в основе которого лежат наиболее сильные связи

$$E_{св} = \frac{E_{п.и.}}{(n_e + 1)z_c - n_e} \quad (4)$$

где $E_{п.и.}$ - энергия первого потенциала ионизации, n_e - количество свободных электронов у атома алюминия, z_c – количество атомов, влияние которых учитывается. В соотношении (5) учитывалось влияние первой и частично второй координационных сфер для решетки ГЦК, при этом общее количество атомов ($z_c = 12+4=16$). Такой подход связан с тем, что атомы первой координационной сферы (12 атомов) связаны не только друг с другом и центральным атомом, но и с атомами второй сферы, которые принадлежат к общим с ними тетраэдрам. На рис. 2. показан принцип построения решетки ГЦК, где атомы первой и второй координационных сфер выделены разным цветом.

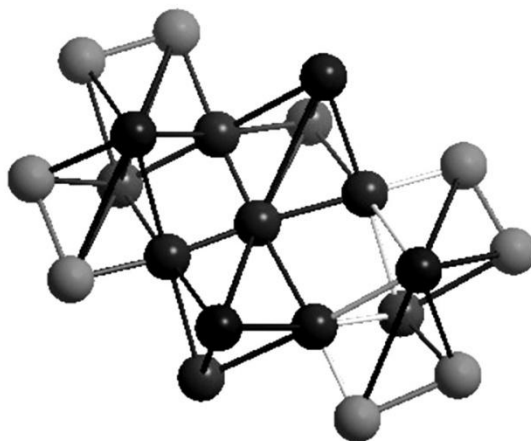


Рис. 2. - Модельная структура кристаллической решетки ГЦК, собранная из тетраэдров.

Таких атомов, не входящих в первую координационную сферу, но образующих общие тетраэдры с входящими в нее атомами, - 8; учитывая, что они находятся на вдвое большем расстоянии от центрального атома, их влияние грубо можно считать вдвое меньшим. Таким образом, учитывается влияние 12-ти атомов в первой координационной сфере и влияние половины от указанных 8-ми атомов во второй сфере (всего 16).

Используя предложенный подход, были получены значения для энергии связи в элементарной ячейке алюминия, близкие к значениям, полученным разными исследователями, но с использованием более сложных и объемных вычислений.

Таблица 1.

Сравнение данных, полученных разработанным методом, с данными из литературных источников, полученными различными методами.

Метод	Энергия связи
Разработанный метод	0,124 эВ на элементарную ячейку
Метод погруженного атома [13]	0,06 эВ/атом
Модифицированный потенциал Морзе [14]	0,08 эВ/атом
Потенциал Шоммерса [14]	0,088 эВ/атом
Метод псевдопотенциалов [15]	0,075 эВ/атом
Метод Сироты М.М. [16]	0,252 эВ на элементарную ячейку
Трехионное взаимодействие [17]	933K: 0,186 эВ/(3 атома) 1500K: 0,203 эВ/(3 атома) 2100K: 0,223 эВ/(3 атома)

Как видно из табл. 1, значения энергии связи в элементарной ячейке алюминия, полученные предложенным методом, превышают энергии, полученные для парной связи, и близки к энергиям многочастичной связи. Также следует отметить, что приведенные данные по энергиям связи из различных литературных источников не учитывают возможность структурных перестроек в жидком алюминии. Таким образом, подставляя полученные значения энергии $E_{св}$ в выражения (1) и (2), получаем температуру, при которой структурные преобразования в жидком алюминии наиболее вероятны. Так как расчеты весьма приближенны и направлены на получение

экспресс-оценки, логично будет представить эту температуру интервалом с разбросом в 20К. Эти данные представлены в табл. 2.

Таблица 2.

Данные, полученные в результате вычислительного эксперимента для алюминия.

Структура	$E_{св}$, эВ/эл. ячейку	$E_{св} \cdot 10^{20}$, Дж/эл. ячейку	$T_{превр}$, К (расчетн.)	$T_{превр}$, К (литерат.)
ГЦК (алюминий)	0,124	1,997	1139 ±20	1133±20

Выводы

1. Предложен критерий оценки устойчивости структуры ближнего порядка в жидком алюминии, который коррелирует с энтропией Шеннона, полученной для той же структуры.
2. Показана возможность вычисления температурных интервалов структурных превращений алюминия в жидком состоянии, которые согласуются с интервалами, полученными экспериментальным путем.
3. Предложен простой метод экспресс-прогнозирования интервалов структурных превращений при внешнем воздействии, выраженных в Дж/эл.ячейку и в эВ/эл. ячейку.
4. Предложен метод экспресс-оценки энергии связи в кристаллической решетке, основанный на принципе равномерного распределения энергий по связям и пропорциональности энергии первого потенциала ионизации.

Список использованной литературы

- 1 Васин М.Г., Ладьянов В.И. Полиморфные переходы в однокомпонентных жидкостях: Часть 1. Экспериментальные данные. //Вестник удмуртского университета. Физика. – 2005. – №4. – С. 99-116.
- 2 Погорелов А.И. Совершенствование технологии плавки и литья алюминиевых сплавов на основе исследования их строения и свойств в жидком состоянии. Автореф. дисс. на соиск. уч. степени канд.техн. наук. по специальности 05.16.03 – Металлургия цветных и редких металлов. - Запорожье. – 1998. – 19 с.
- 3 Попель С.И., Спиридонов М.А., Жукова Л.А. Атомное упорядочение в расплавленных и аморфных металлах (по данным электронографии)//УГТУ, Екатеринбург. - 1997. – 121 с.
- 4 Сребцов А.М., Иванов Г.А., Петренко Д.И. Структурные превращения в алюминиевом расплаве в зависимости от режимов температурно-временной обработки // Труды Одесского политехнического университета. - 2005, №. 2. – С. 75-78.
- 5 Френкель Я.И. Введение в теорию металлов. Под ред. академика С.В. Вонсовского. - 4-е изд. - Л.: Наука, 1972. - 424 с.
- 6 Регель В.Р., Слущер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая теория прочности твердых тел. // УФН. – 1972. – С.193-228.
- 7 Бахарева И.Ф. Нелинейная неравновесная термодинамика. Саратов: Изд-во Саратовского ун-та, 1976. – 141 с.
- 8 Глебовский П.А., Петров Ю.А. Кинетическая трактовка структурно-временного критерия разрушения //Физика твердого тела. – 2004. – т. 46. – вып. 6. – С.1021-1024.
- 9 Шеннон К. Э. Работы по теории информации и кибернетике. М.: ИЛ, 1963. – 829 с.
- 10 Ландау Л.Д. Собрание трудов. Т. I. М.: Наука, 1969. – 512 с.
- 11 Ганкин В.Ю., Ганкин Ю.В. Общая химия XXI век // СПб.: Химиздат, 2002. – 328 с.
- 12 Физическое материаловедение. Т.1. Физика твердого тела. Под. ред. Калина Б.А. М.: Московский инженерно-технический институт, 2007. – 306 с.
- 13 Руденко А.Н., Мазуренко В.Г., Кислов А.Н. Моделирование динамики решетки икосаэдрического квазикристалла Al-Cu-Fe //Физика твердого тела. - 2007. – т.49, № 2. – С. 342-345.
- 14 Сдобняков Н.Ю. Исследование удельной свободной поверхностной энергии нанокapель алюминия с использованием потенциала Шоммерса//Журнал структурной химии. - 2009. – т.50, №6. – С.1223-1228.
- 15 Чудинов В.Г. Кооперативный механизм самодиффузии в металлах// ЖТФ. - 2000. – т.70, №7. – С.133-135.
- 16 Сирота Н.Н. Энергия связи, фоннные спектры и термодинамические свойства элементов со структурами A1, A2, A3, A4 – Al, Cu, V, Ti, Mg, Si, Sn//Физика твердого тела. - 2001. – т.43, № 9. – С. 1674-1679.
- 17 Василиу Е.В. Трехионные взаимодействия и структура жидких металлов//Труды Одесского политехнического университета. - 2001. – №1. – С. 35-42.

Рецензент статьи –

Кускова Н.И., в.н.с., д.т.н., проф..

УДК 621.78, 620.22

О.С. Дробот, С.Я. Підгайчук, Н.М. Яворська*Хмельницький національний університет, Україна***АНАЛІЗ ПРИЧИН ВИНИКНЕННЯ ДЕФЕКТІВ ПРИ ВИГОТОВЛЕНІ ФІТИНГІВ РУКАВІВ ВИСОКОГО ТИСКУ**

В статті розглянуті причини руйнування фітингів із сталі 20 для рукавів високого тиску в процесі виконання складальних операцій, вплив структури сталі на якісне виконання операцій обтискання.

Ключові слова: фітинг, вуглецева сталь, ферит, перліт, термічна обробка.

О.С. Дробот, С.Я. Підгайчук, Н.М. Яворская**АНАЛИЗ ПРИЧИН ВОЗНИКНОВЕНИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ФИТИНГОВ РУКАВОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ**

В статье рассмотрены причины разрушения фитингов из стали 20 для рукавов высокого давления в процессе выполнения сложных операций, влияние структуры стали на качественное исполнение операций обжимания.

Ключевые слова: фитинг, углеродная сталь, феррит, перлит, термическая обработка.

O.S. Drobot, S.Ya. Pidgaychuk, N.M. Yavorska**THE ANALYZE OF CAUSES OF MANUFACTURING DEFECTS OF FITTINGS OF HIGH PRESSURE HOSES**

In the article reasons of destruction of fittings from steel 20 for high-pressure hoses during the execution of complex operations, the influence of structure of steel on the quality performance of crimping operations.

Key words: fitting, carbon steel, ferrite, perlite, heat treatment.

Вступ. Рукави високого тиску знаходять широке застосування в машинобудуванні, автомобільній промисловості, сільському господарстві для подачі різноманітних рідин, транспортування мінеральних та гідравлічних масел, водомасляних емульсій та рідкого палива. Якості рукавів високого тиску надається значна увага, так як від їх надійності значною мірою залежать довговічність і безпека експлуатації машин.

Надійна експлуатація гідравлічних систем багато в чому також залежить від міцності арматури та комплектуючих. Погіршення якості їх елементів (муфти, фітинги, шланги) може різко зменшити термін експлуатації рукавів.

Фітинги забезпечують з'єднання різних вузлів гідравлічного обладнання. За своєю конструкцією вони не є складними елементами, але від них залежить нормальне функціонування і герметичність всієї системи, вимогою до них є не лише їх власна механічна міцність та хімічна стійкість, а й висока надійність з'єднання з рукавом. Тому якість даних елементів та їх з'єднань є дуже важлива.

Постановка задачі. Визначити хімічний склад сталі досліджуваної деталі. Дослідити мікроструктуру фітинга до деформації та після операції обтискання. Виміряти мікротвердість. Виявити наявну кількість неметалевих включень, пор та розшарувань. Визначити причини руйнування заготовки та надати рекомендації щодо їх усунення.

Результати досліджень. Фітинги виготовляють різними методами: литтям, куванням, гарячим штампуванням. Для забезпечення корозійної стійкості на фітинги наносять електролітичне покриття з цинку, хрому чи нікелю. Поверхня фітинга, як і різьба, повинна бути гладкою, без гострих країв, задирок (рис.1,а).

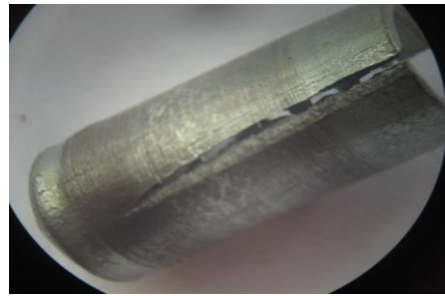
Опресовування фітингів - це найбільш відповідальна операція в технологічному процесі виготовлення рукавів. Як правило вона виконується на спеціальних гідравлічних опресовувальних установках з ручним чи електричним приводом. На цій, майже завершальній стадії виготовлення рукавів високого тиску, виникають значні проблеми. Однією з серед них є поява тріщин в деталі в процесі опресовування, що призводить до браку фітинга (рис.1,б).

Заготовкою для фітингів є прутки сталі, які різуть, рівняють, піддають калібруванню, штампуванню та механічній обробці для одержання необхідної форми та розмірів. Термічна обробка між операціями не передбачена, її проводять якщо виникає брак, описаний вище.

Контроль вихідної структури сталі не проводиться. На складальну операцію (обтискання) заготовка фітингу надходить після всіх операцій холодної пластичної деформації, які виконуються для одержання фітинга, без даних про властивості та структуру металу.



а)

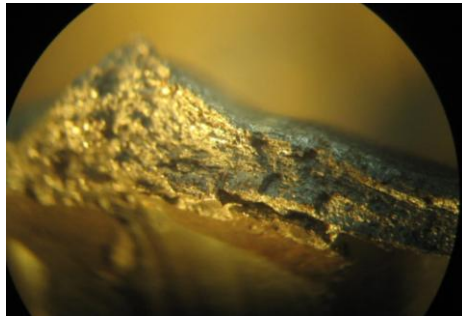


б)

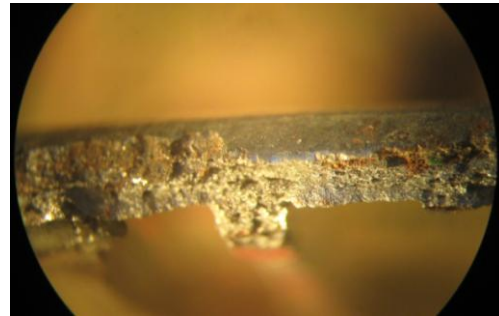
Рис. 1. Загальний вигляд фітинга: а - до операції обтискання, б - після операції обтискання (з тріщиною)

При з'ясуванні причин виникнення тріщин та розробки заходів для запобігання появи браку були проведені наступні дослідження: визначено хімічний склад сталі, зроблено аналіз мікроструктури фітинга до деформації та після операції обтискання, виміряно мікротвердість.

За результатами досліджень встановлено, що хімічний склад матеріалу наданих зразків відповідає сталі 20кп. Мікротвердість (при навантаженні 100 г) має значні розбіжності значень від 125 до 274. В сталі присутня значна кількість неметалевих включень (карбідів, алюмосилікатів, сульфідів), також виявлено пори та розшарування рис. 2.



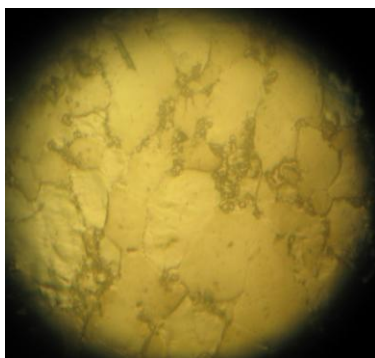
а)



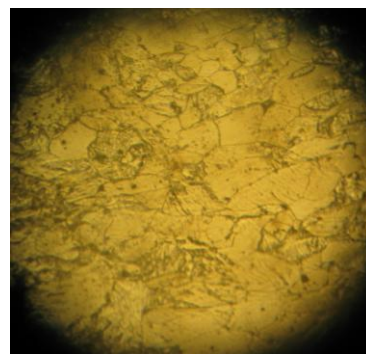
б)

Рис. 2. Пори та розшарування: а - по краю тріщини, б - по довжині тріщини

Після проведеного травлення досліджена структура сталі по ширині стінки фітингу виявилась досить неоднорідною. Кількість структурних складових сталі (фериту і перліту) змінюється від поверхні заготовки до внутрішньої зони. В структурі сталі цементит виділяється у вигляді зернистих включень (рис. 3, а) та у вигляді пластинок по границям зерен фериту (рис. 3, б). В поверхневому шарі перліту не виявлено. Кількість перліту збільшується (від 10 -15 % до 25 %, що відповідає сталі 20) в напрямку від поверхні до отвору фітингу (рис.4, а, рис. 4, б).

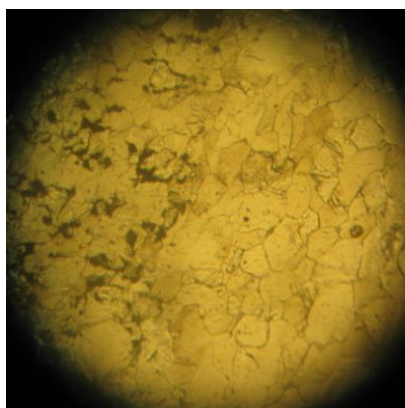


а)



б)

Рис. 3. Структура поверхні заготовки: а - ферит і цементит у вигляді зернистих включень по границям зерен, б - ферит і цементит у вигляді пластинок по границям зерен



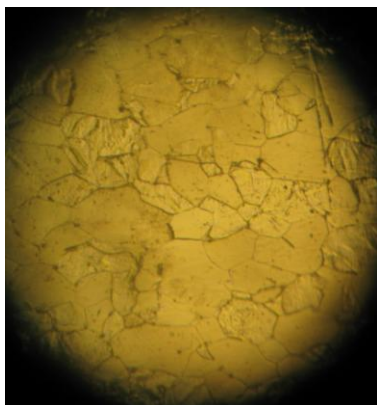
a)



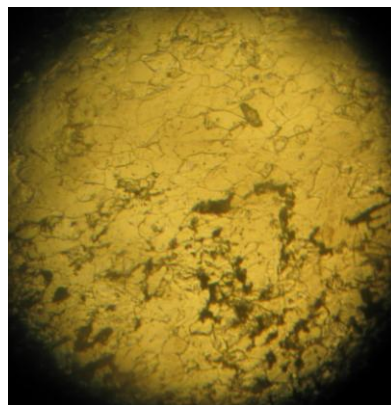
б)

Рис. 4. Структура сталі по товщині заготовки: а - феритна і феритно-перлітна структура, б - феритно-перлітна структура

Враховуючи, що заготовки в процесі виготовлення не піддаються рекристалізаційному відпалу для зміни структури та відновлення пластичності, дефекти, які присутні в сталі, тільки погіршують її властивості, зменшують пластичність, сприяють виникненню зон з підвищеним рівнем наклепу. Фітинги після обтискання мають більш неоднорідну структуру, при якій зерна фериту і перліту більш деформовані (рис.5а, 5б, 6). Структура фітингу, в якому при обтисканні з'явилась тріщина відрізняється більшою деформацією зерен фериту та перліту ніж до обтискання.



a)



б)

Рис. 5. Структура зруйнованої заготовки: а - на поверхні заготовки - ферит, б - по товщині стінки заготовки - ферито - перлітна

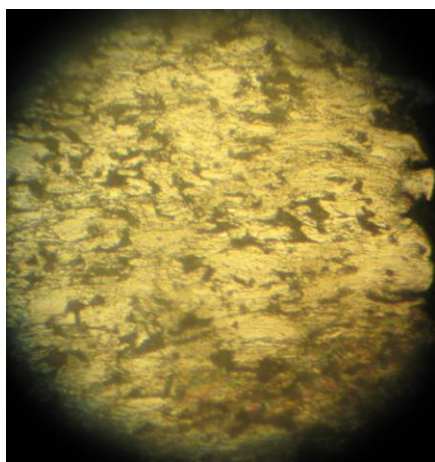


Рис. 6. Структура сталі біля отвору (деформована заготовка)

До обтискання фітинга зберігається неоднорідна структура по товщині стінки. В процесі виконання технологічних операцій дана структура тільки погіршилась з точки зору механічних властивостей. Проведена операція обтискання додає внутрішніх напружень, які сприяють появі тріщин.

Внаслідок нерівномірної деформації сталі під час холодного штампування формування складної структури, яка в значній кількості містить структурно вільний цементит, наявності в окремих ділянках заготовок зон критичного наклепу, що призводить до втрати пластичності сталі виникають умови для руйнування і браку при наступних операціях пластичного деформування (обтискання).

Руйнування заготовки фітинга при виконанні операції обтискання спричинене технологічними концентраторами напружень. Згідно проведених досліджень виявлено, що ними є неметалеві включення, неоднорідність структури, наявність структурно вільних твердих і крихких структурних складових (цементиту). Наявність в структурі зерен різної величини та складу сприяє нерівномірному розподілу та підвищенню рівня внутрішніх напружень, зменшенню пластичності сталі.

Для рівномірного розподілу пластичної деформації по всій масі металу необхідна структура фериту з рівномірно розподіленими часточками цементиту, який має входити до складу перліту. Наявність вказаної структури заготовки забезпечить комплекс необхідних властивостей для наступної обробки тиском. В випадку не відповідності структури технічним умовам після калібрування перед операцією обтискання необхідно проводити дифузійний відпал і нормалізацію.

Дифузійний відпал призначається для усунення неоднорідності сплаву заготовки. Нагрівання до високих температур 1100-1200°C, витримка в печі 10 год., повільне охолодження з піччю. В результаті тривалої витримки при високій температурі сталь набуває грубозернистої будови, що усувається наступною термічною обробкою – нормалізацією (нагрівання до 880-900°C, витримкою при температурі нагрівання, охолодження поза піччю), результатом якої є отримання більш дисперсної ферито-перлітної структури.

Висновки. Проведені дослідження передбачали дати відповідь на питання про причини руйнування заготовок фітингів рукавів високого тиску та надати рекомендації щодо їх усунення. Враховуючи наведені дослідження, запропоновано внести зміни в технологічний процес виготовлення фітингів та надати належну увагу формуванню заданої структури і відповідних властивостей сталі.

Для цього необхідно:

1. Проводити вхідний контроль металу не тільки за хімічним складом, але і за структурою.
2. В разі не відповідності структури технічним умовам після калібрування перед операцією обтискання проводити дифузійний відпал і нормалізацію.

Література :

1. ГОСТ 1050-2000 Сталь качественная и высококачественная. Сортовой и фасонный прокат, калиброванная сталь.
2. Атлас дефектов стали Пер. с нем. М.: Металлургия, 1979. -188с.
3. Металлография железа. Т.3 «Структура сталей с атласом микрофотографий». Пер с англ. М. Металлургия, 1972. - 284с.
4. Макро-і мікроструктура металів та сплавів: ілюстративні матеріали з курсу «Матеріалознавство» / О.С.Дробот, О.П.Бабак, О.О.Нікітін.- Хмельницький.: ХНУ, 2016.- 53с.
5. Дяченко С.С., Дощечкіна І В., Мовлян А.О., Плешаков Е.І. Матеріалознавство: Підручник/ За ред.. проф. Дяченко. – Харків: ХНДУ, 2007. -440с.

Рецензенти:

Диха Олександр Володимирович, професор кафедри зносостійкості та надійності машин Хмельницького національного університету, доктор технічних наук;

Іван Степанович Катеринчук, лауреат Державної премії України у галузі науки і техніки. Заслужений працівник освіти України, професор Національної академії ДПС України.

Стаття надійшла до редакції 28.04.2017

УДК 621.43

А.А. Дудников, И.А. Дудников, В.В. Дудник, А.И. Беловод, А.В. Горбенко
Полтавская государственная аграрная академия
ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА
ОБРАБАТЫВАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЕТАЛЕЙ

Исследовано влияние метода деформирования на прочностные характеристики поверхности деталей.

Ключевые слова: дислокационные сетки, режим обработки, остаточные напряжения, микротвердость, пластическое деформирование, вибрационное упрочнение.

Форм. 1. Рис. 4. Лит. 5

А.А. Дудніков, І.А. Дудніков, В.В. Дудник, А.І. Біловод, А.В. Горбенко
ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ОБРОБЛЮВАНИХ
МАТЕРІАЛІВ ДЕТАЛЕЙ

Досліджено вплив методу деформування на міцнісні характеристики поверхні деталей.

Ключові слова: дислокаційні сітки, режим обробки, залишкові напруження, мікротвердість, пластичне деформування, вібраційне зміцнення.

A.A. Dudnikov, I.A. Dudnikov, V.V. Dudnik, A.I. Belovod, A.V. Gorbenko
RESEARCH INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION ON PROPERTIES OF PROCESSED
MATERIALS DETAILS

The influence of the deformation method on the strength characteristics of the surface of parts is investigated.

Key words: dislocation grids, processing conditions, residual stresses, microhardness, plastic deformation, vibrational hardening.

Постановка проблемы. Актуальность работы обусловлена необходимостью выявления влияния методов нагружения обрабатывающего рабочего органа на свойства материала обрабатываемых деталей при их восстановлении. В результате пластического деформирования при обработке давлением материала деталей в их поверхностных слоях возникают деформации, которые вызывают в нем напряженное состояние.

Поскольку в процессе эксплуатации деталей происходит, как правило, разрушение поверхностного слоя, то в применяемых технологических процессах следует использовать поверхностное упрочнение, которое способствует повышению его качества. Повышение физико-механических характеристик обрабатываемого материала обеспечивает повышение эксплуатационных свойств деталей.

Анализ последних исследований и публикаций. В процессе обработки металлов давлением, последний может приобрести такое состояние, которое существенно оказывает влияние на величину и распределение деформаций и напряжений в результате формоизменения. Это вызывает изменение качества деформированного материала [1].

Качество поверхностного слоя является важным показателем процесса обработки материала деталей пластическим деформированием [2]. Поэтому надежность и долговечность сельскохозяйственной техники, как и ее конкурентоспособность, возможна только при обеспечении высоких показателей качества.

В технологии машиностроения для оценки качества поверхностного слоя используются такие показатели, как твердость, остаточные напряжения, шероховатость. Среди указанных показателей твердость является одной из основных характеристик состояния обрабатываемой поверхности, которая определяет ее эксплуатационные свойства, в первую очередь, износостойкость.

Для повышения износостойкости материала деталей используют нанесение покрытий, химико-термическую обработку. Для повышения контактной выносливости материала применяют поверхностное пластическое деформирование [ППД]. Согласно исследованиям И.В. Кудрявцева сопротивление усталости для некоторых деталей машин можно увеличить в 2-3 раза за счет повышения твердости упрочнением ППД [3].

На износостойкость деталей оказывают существенное влияние остаточные напряжения сжатия вследствие увеличения предела выносливости поверхностного слоя детали [4].

Одним из главных факторов, влияющих на характеристики трения и абразивного износа деталей машин, является микрогеометрия трущихся поверхностей [5]. Необходимо при обработке поверхностей деталей создавать микрогеометрию поверхности, позволяющую снизить износ.

Таким образом, способы упрочнения поверхностным пластическим деформированием играют важную роль для обеспечения качества поверхностного слоя и позволяют полнее реализовать свойства материалов деталей.

В последнее время находят применение ряд перспективных направлений по созданию упрочненного поверхностного слоя, обеспечивающих более высокую эксплуатационную износостойкость.

Цель и задачи исследования. В работе поставлена цель – обеспечение показателей качества упрочненного поверхностного слоя материала за счет применения обработки поверхностным пластическим деформированием. Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

- изучить влияние методов и режимов пластического деформирования на свойства материала деталей;

- оценить износостойкость деталей восстановленных разными методами.

Изложение основного материала. Для проведения экспериментальных исследований создана установка, позволяющая создавать воздействие обрабатывающего органа на обрабатываемую поверхность под действием импульсной (вибрационной) нагрузки.

Поскольку импульсно-вибрационная нагрузка осуществляет воздействие на обрабатываемый материал, то были установлены характер взаимодействий между конструктивными и технологическими параметрами, а также их влияние на качественные показатели поверхностного слоя деталей, работающих в абразивной среде.

Конструктивными параметрами обработки являются вибровозбудитель механических колебаний (импульсов), а также технологическая оснастка реализующая процесс обработки.

Технологическая оснастка включает оборудование, на котором устанавливается вибровозбудитель, реализующее движение рабочего инструмента. Вибровозбудитель с дебалансным регулируемым механизмом создает возмущающую силу в диапазоне от 9,4 до 24,5 кН. Перестановка дебалансов вибровозбудителя позволяет изменять амплитуду и возмущающую силу.

Передвижение вибрационного узла с рабочим обрабатывающим инструментом обеспечивается с помощью гидросистемы. Изменение скорости перемещения рабочего инструмента обеспечивается вариатором.

Поверхностное пластическое деформирование материала деталей (ППД) проводилось разными методами (обычное и вибрационное) и разных материалов (сталь 65Г, сталь 45, сталь Л-53).

Метод деформирования материала деталей оказывает существенное влияние на его структуру и состав, вызывающих изменение физико-механических свойств. Механические свойства исследуемых материалов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_s , %	НВ
Сталь 65Г	420	710	10	285
Сталь Л-53	460	770	9	310
Сталь 45	360	610	16	220

Исследования микроструктуры проводили на образцах, изготовленных из указанных материалов деталей (лапы культиваторов, плужные лемехи) следующих вариантов:

1 – восстановленных приваркой угловых пластин и шин из стали 45 с наплавкой сормайтотом и вибрационным упрочнением;

2 – новые детали из указанных сталей, подвергнутых вибрационному упрочнению;

3 – восстановленных приваркой угловых пластин (лапы) и шин (лемехи) из стали 45 с наплавкой сормайтотом.

Данные измерений твердости по глубине поверхностного слоя культиваторных лап и плужных лемехов в зависимости от технологического процесса восстановления представлены на рис. 1 и рис. 2.

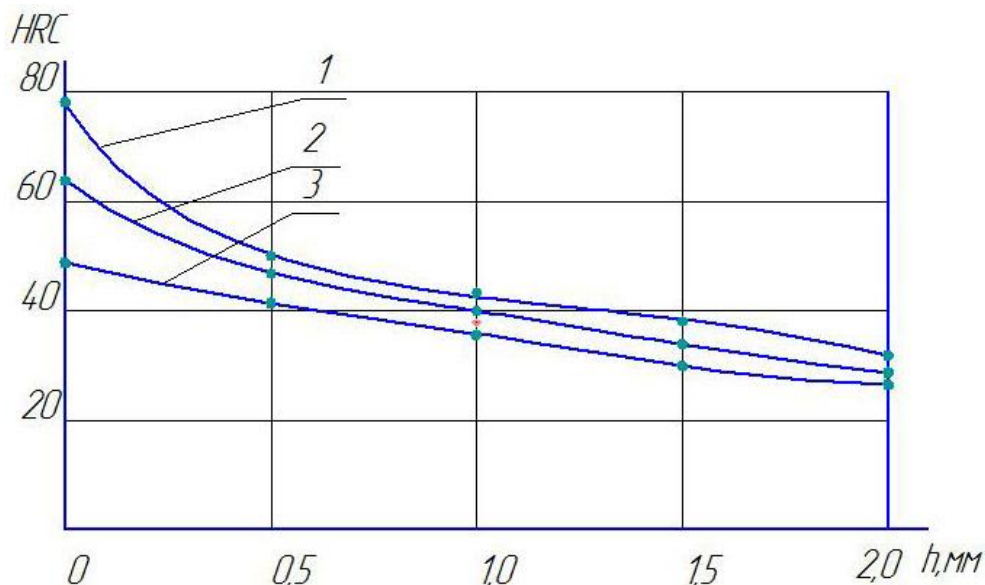


Рис. 1. - Изменение твердости по глубине материала культиваторной лапы: 1 – восстановленных приваркой угловой пластины из стали 45 с наплавкой сормайт и виброупрочнением; 2 – новых лап из стали 65Г, подвергнутых виброупрочнению; 3 – восстановленных приваркой угловой пластины из стали 45 и наплавкой сормайт.

Как видно из рис. 1 твердость материала на поверхности лезвия лапы составила в среднем: восстановленных привариванием угловых пластин из стали 45 с наплавкой сормайт и виброупрочнением 78 HRC; новых лап из стали 65Г, подвергнутых вибрационному упрочнению 64 HRC; восстановленных привариванием угловых пластин из стали 45 и наплавкой сормайт 50 HRC.

Твердость материала режущей части лап, восстановленных привариванием угловых пластин из стали 45 наплавкой сормайт и виброупрочнением в 1,5 раза больше твердости лап, восстановленных привариванием угловых пластин из 45 и наплавкой сормайт.

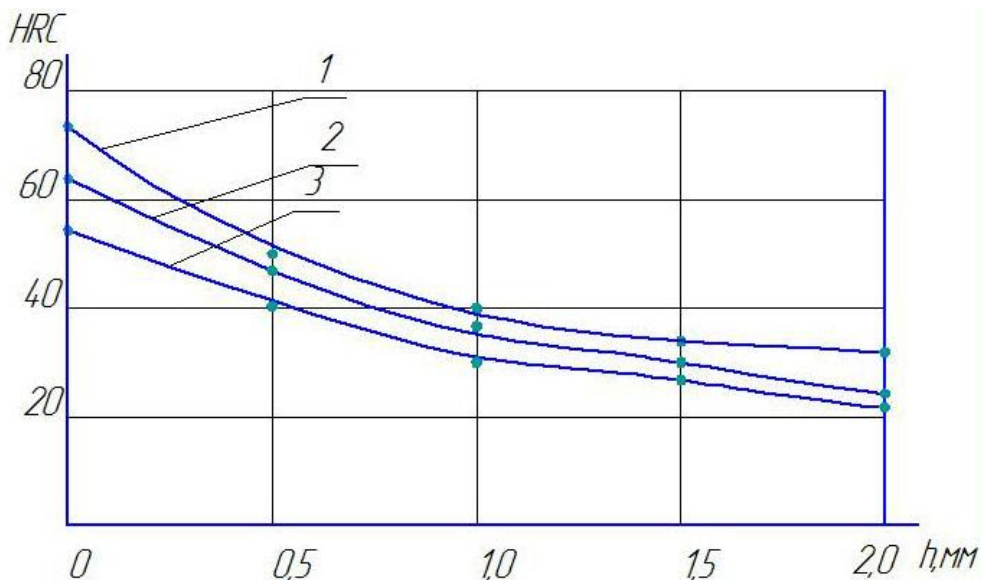


Рис. 2. - Изменение твердости по глубине плужных лемехов: 1 – восстановленных приваркой шин из стали 45 с наплавкой сормайт и вибрационным упрочнением; 2 – новых лемехов из стали Л-53, подвергнутых вибрационному упрочнению; 3 – новых лемехов из стали 65Г, упрочненных вибрационным деформированием.

Экспериментально установлено, что твердость материала на поверхности лезвия в зависимости от метода восстановления в среднем составила: восстановленных приваркой шин из стали 45 с наплавкой сормайт и вибрационным упрочнением 72 HRC; новых лемехов из стали

Л-53, подвергнутых вибрационному упрочнению 66 HRC; новых из стали 65Г и упрочненных вибрационным деформированием 57 HRC.

Твердость материала режущей части лемехов, восстановленных приваркой шин из стали 45, наплавкой сормайтом и вибрационным упрочнением в 1,26 раза выше, чем у лемехов из стали 65Г без упрочнения.

Было установлено, что после вибрационного упрочнения материала указанных деталей его структура более мелкозернистая и равномерная, что способствует накоплению остаточных деформаций.

Это вызывает активизацию дислокаций во всех зернах, прилегающих к поверхности. При вибрационном деформировании вследствие более активного дробления зерен протяжность их границ возрастает, что приводит к большему образованию зон дислокаций. Именно этим объясняется механизм упрочнения.

Важной составляющей характеристикой физикомеханических свойств поверхностного слоя является микротвердость H_μ , которая является следствием упруго-пластических деформаций, вызванных действием ударных процессов, сопровождающих вибрационное нагружение поверхности обрабатываемых деталей.

На изменение значения микротвердости оказывают влияние, как правило, те же параметры, что на остаточные напряжения. Наиболее существенное влияние на микротвердость оказывают режим и продолжительность обработки материала деталей, а также состояние их материала и скорость деформирования.

Толщина наклепочного слоя определяется уравнением:

$$a = \sqrt{\frac{F}{\sigma_s}},$$

где F – усилие действующее на обрабатываемую поверхность; σ_s – предел твердости материала детали.

При исследовании процесса вибронаклепа и параметров, влияющих на изменение микротвердости поверхностного слоя, использовались широко распространенные методы и приборы (ПНТЗ-3 и ПНТ-5 на косом и прямом срезе).

Результаты исследований образцов из стали 65Г и Л-53 представлены на рис. 3 и рис. 4.

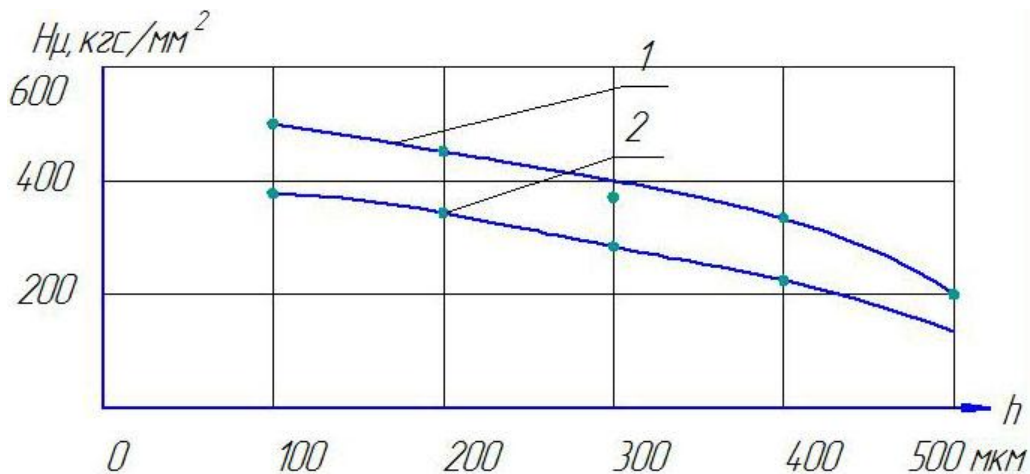


Рис. 3 -. Изменение микротвердости H_μ в поверхностном слое при обработке стали 65Г при $A=0,75$ мм: 1 – $t=30$ сек; 2 – $t=20$ сек.

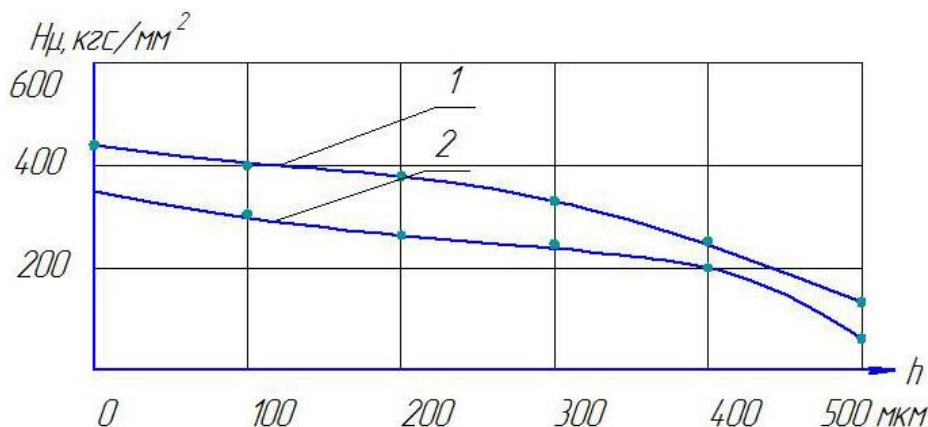


Рис. 4. Изменение микротвердости H_{μ} в поверхностном слое при обработке стали Л-53 при $A=0,5$ мм: 1 – $t=30$ сек; 2 – $t=20$ сек.

Анализ полученных результатов показывает, что наибольшее значение микротвердости в поверхностном слое культиваторной лапы 490 кгс/мм^2 имело место при амплитуде колебаний обрабатывающего инструмента $A=0,75$ мм и времени обработки $t=30$ сек. Наибольшая микротвердость плужного лемеха отмечалась при $A=0,5$ мм и $t=30$ сек.

Исследование напряжений, возникающих в материале режущих элементов при восстановлении культиваторных лап и плужных лемехов, проводили с использованием тензометрической аппаратуры.

Выявлено, что характер распределения остаточных напряжений по глубине материала при различных методах упрочнения идентичен.

При восстановлении культиваторных лап из стали 65Г приваркой угловых пластин из стали 45 с последующей наплавкой сормайт и вибрационным упрочнением остаточные сжимающие напряжения составили в среднем 300 МПа на глубине $70\text{--}100 \text{ мкм}$. На глубине $170\text{--}250 \text{ мкм}$ они переходят в растягивающие напряжения и на глубине $280\text{--}400 \text{ мкм}$ составили $450\text{--}490 \text{ МПа}$.

При восстановлении плужных лемехов приваркою шин из стали 45 с последующей наплавкой сормайт и вибрационным упрочнением на глубине $80\text{--}150 \text{ мкм}$ сжимающие напряжения составили 310 МПа . На глубине $220\text{--}320 \text{ мкм}$ они переходят в растягивающие и на глубине $400\text{--}470 \text{ мкм}$ составили $460\text{--}470 \text{ МПа}$.

Исследованием установлено, что при вибрационном упрочнении режущих элементов культиваторных лап и плужных лемехов вследствие более мелкозернистой структуры в поверхностных слоях происходит накопление малых деформаций, вызывающих перестройку дислокационной структуры с образованием дислокационных сеток. По ним происходит сдвиг материала и осуществляется малая пластическая деформация, которая не вызывает разрушение деформируемого материала. Этим объясняется снижение остаточных растягивающих напряжений при вибрационном упрочнении культиваторных лап и плужных лемехов.

Выводы. В статье рассмотрены вопросы влияния пластического деформирования материала режущих элементов почвообрабатывающих машин на его физико-механические свойства и обоснованы преимущества вибрационного упрочнения при их восстановлении.

Список использованных источников

- 1.Смелянский В.М. Механика упрочнения деталей пластическим деформированием / В.М. Смелянский. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.
- 2.Бабичев А.П. Основы вибрационной технологии / А.П. Бабичев, И.А. Бабичев. – Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2008. – 694 с.
- 3.Кудрявцев И.В. Повышение прочности и долговечности крупных деталей машин поверхностным наклепом / И.В. Кудрявцев, В.И. Цейтлин, В.И. Волков. – М.: Машиностроение, 1970. – 314 с.
- 4.Дудніков І.А. Повышение долговечности восстановленных деталей пластическим деформированием / І.А. Дудніков, Т.Г. Лапенко, О.І. Біловод // Зб. наук. праць ТАДА. – Мелітополь: 2006. – С. 42-44.
- 5.Комбалов В.С. Влияние шероховатости твердых тел на трение и износ / В.С. Комбалов. – М.: Наука, 1984. – 110 с.

Стаття надійшла до редакції 03.04.2017

УДК: 620.179.16

Ю.І. Євдокименко, В.М. Кисіль, Г.О. Фролов, О.М. Григор'єв, С.В. Бучаков, І.П. Нешпор,
Т.В. Мосіна, О.В. Коротеєв, Н.Д. Бега

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

**ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМОЕРОЗІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК
УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ КЕРАМІКИ В УМОВАХ
ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРІВАННЯ У НАДЗВУКОВОМУ ПОТОЦІ ПРОДУКТІВ
ЗГОРЯННЯ**

Розроблено та виготовлено обладнання для проведення випробувань зразків з ультрависокотемпературної кераміки на термоерозійну стійкість в умовах високотемпературного нагрівання у надзвуковому потоці продуктів згоряння газу у кисні. Проведено випробування зразків УВТК трьох складів у струмені продуктів згоряння з надлишком окиснювачу. Отримано залежності швидкості змінювання маси зразків УВТК від сумарного часу знаходження в потоці при температурі поверхні більше 1300 °С. На основі отриманих експериментальних даних зроблено висновок про те, що для таких умов нагрівання високотемпературним потоком продуктів згоряння з надлишком окиснювачу спочатку відбувається окиснення поверхні, яке супроводжується приростом маси зразку, після чого починається процес втрати маси, тобто винос з поверхні оксидів, що утворилися.

Ключові слова: ультрависокотемпературна кераміка, термоерозійна стійкість, високотемпературні випробування, надзвуковий потік, приріст та винос маси, механізм змінення маси.

Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, Г.А. Фролов, О.Н. Григорьев, С.В. Бучаков, И.П. Нешпор,
Т.В. Мосина, А.В. Коротеев, Н.Д. Бега

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОЭРОЗИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК
УЛЬТРАВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ В УСЛОВИЯХ
ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА В СВЕРХЗВУКОВОМ ПОТОКЕ ПРОДУКТОВ
СГОРАНИЯ**

Разработано и изготовлено оборудование для проведения испытаний образцов из ультрависокотемпературной керамики на термоэрозионную стойкость в условиях высокотемпературного нагрева в сверхзвуковом потоке продуктов сгорания керосина в кислороде. Проведены испытания образцов УВТК трех составов в струе продуктов сгорания с избытком окислителя. Получены зависимости скорости изменения массы образцов УВТК от суммарного времени нахождения в потоке при температуре поверхности более 1300 °С. На основании полученных экспериментальных данных сделан вывод о том, что для данных условий нагрева высокоскоростным потоком продуктов сгорания с избытком окислителя сначала происходит окисление поверхности, сопровождающееся приростом массы образца, после чего начинается процесс потери массы, т.е. унос с поверхности образовавшихся оксидов.

Ключевые слова: ультрависокотемпературная керамика, термоэрозионная стойкость, высокотемпературные испытания, сверхзвуковой поток, прирост и унос массы, механизм изменения массы.

Yu. Yevdokymenko, V. Kysil, P. G. Frolov, O. Grygoriev, S. Buchakov, I. Neshpor, T. Mosina, A.
Koroteev, N. Bega

**STUDY OF THERMOEROZION CHARACTERISTICS OF ULTRA-HIGH TEMPERATURE
CERAMICS IN THE CONDITIONS OF HIGH-TEMPERATURE HEATING IN SUPERSONIC
STREAM OF COMBUSTION PRODUCTS**

The equipment for ultra-high-temperature ceramics (UHTCs) testing on thermal-erosion resistance under high-temperature heating in a supersonic flow of kerosene in oxygen combustion products conditions has been designed and manufactured. UHTCs samples of ZrB_2 -15% $MoSi_2$, ZrB_2 -15% SiC -5% CrB_2 , ZrB_2 -15% $MoSi_2$ -5% CrB_2 compositions have been tested. Samples cyclic tests in a stream of combustion products with an excess of oxidizer have been carried out. The characteristic temperature of the samples surface at the test was 1700 °C. The characteristic time of the test cycle was 180 s. The dependences of the UHTCs mass change rate on the total time in a high-temperature flow have been obtained. On the basis of the experimental data, it is concluded that for the high-speed flow of combustion products with an excess of oxidizing agent heating conditions the surface oxidation takes place first and is accompanied by an increase in the sample mass, after that the mass loss process begins, i.e. removal from the surface of the formed oxides. Further the cycle repeats.

Keywords: ultra-high-temperature ceramic, thermal-erosion resistance, high-temperature testing, supersonic flow, increment and loss of mass, mass change mechanism.

Постановка проблеми. Одним из основных направлений развития современной космонавтики в основных космических державах является создание космических аппаратов многоразового применения нового поколения. Возвращение с орбиты таких аппаратов происходит по планирующей траектории при гиперзвуковых скоростях, при которых обтекающий воздух нагревается в ударном слое до температур более 2000 К. Такие условия работы конструкции

гиперзвукового летательного аппарата ставят перед космическим материаловедением с одной стороны задачу по созданию материалов, способных многократно выдерживать исключительно высокие термомеханические нагрузки без изменения своих свойств, формы и размеров, а с другой – создание испытательного оборудования, способного максимально близко к реальным моделировать условия работы этих материалов и изделий из них.

Анализ последних исследований и публикаций. В последнее десятилетие в мире интенсивно ведутся работы по созданию конструкционной ультравысокотемпературной керамики (УВТК) на основе боридов циркония и гафния [1,2]. Эти материалы способны длительно работать в окислительной среде при температурах до 1700 °С и десятки часов – до 2000 °С, имеют небольшую плотность и высокие прочностные свойства при повышенных температурах. Применение таких материалов особенно перспективно в аэрокосмической технике и энергетическом машиностроении. Изготовление острых передних кромок носового конуса, крыла и стабилизатора из УВТК позволяют значительно улучшить аэродинамические характеристики, маневренность, надежность и экономичность перспективных гиперзвуковых аппаратов. Применение покрытий из УВТК на элементах многоразовых космических аппаратах нового поколения увеличивает их надежность, упрощает межполетное обслуживание, повышает маневренность и полезную нагрузку.

УВТК представляет собой композиты с матричным компонентом в виде боридов циркония и/или гафния, дисперсноупрочненных включениями из частиц карбида кремния и других тугоплавких соединений (силицидов, карбидов, нитридов). Типичным представителем УВТК является керамика системы ZrB_2-SiC , в которой при окислении на поверхности создается защитное многослойное покрытие ZrO_2-SiO_2 , защищающее её от дальнейшего окисления и обеспечивающее залечивание поверхностных дефектов, неизбежно образующихся в процессе эксплуатации.

Наземные испытания УВТК в условиях, максимально приближенных к условиям гиперзвукового полета, требуют специального оборудования и очень дороги. В тоже время, в процессе создания новых рецептур УВТК и отработки технологии её производства необходима оперативная проверка способности создаваемого материала выдерживать термомеханические нагрузки, характерные для гиперзвукового полета. При этом основными воспроизводимыми факторами воздействия должны быть температура поверхности, давление торможения и высокоскоростное обтекание газовым потоком с содержанием свободного кислорода на уровне 20-25 % (масс.) (в воздухе – 23,2 %), обеспечиваемые на протяжении времени реального полета.

Наиболее распространенным и доступным разработчикам методом испытания УВТК является ее нагрев окислительным пламенем кислородно-ацетиленовой горелки, позволяющий получать температуру поверхности до 2800 °С на образцах диаметром до 30 мм со скоростью нагрева до 500 градусов в секунду [3, 4]. Позволяя определить термостойкость материала, такие испытания не воспроизводят аэродинамическую нагрузку на него и не позволяют оценить его термоэрозионную стойкость.

Другим распространенным видом испытаний УВТК являются испытания в струях плазматронов, как правило, обеспечивающие необходимую температуру поверхности и позволяющие в некоторой степени воспроизвести давление торможения при гиперзвуковом полете на границе атмосферы и в ее верхних слоях с давлением торможения, не превышающим нескольких кПа.

В наибольшей степени температура поверхности и высокоскоростное обтекание газовым потоком с необходимым содержанием свободного кислорода и давлением торможения в сотни кПа могут быть обеспечены в испытаниях в сверх- и трансзвуковых струях газогенераторов, использующих в качестве окислителя кислород или воздух при работе с соответствующими необходимому содержанию свободного кислорода значениями избытка окислителя. В литературе авторам удалось найти лишь одно упоминание о таких испытаниях УВТК. В работе [5] сообщается о испытаниях УВТК составов $ZrB_2-20\%$ (об.) SiC и $ZrB_2-14\%$ (об.) $SiC-30\%$ (об.), термостойкость которых сравнивается с керамическим материалом AS-800 на основе нитрида кремния. Испытания проведены с использованием сверхзвуковой горелки, работающей на топливной паре кислород-водород при давлении в камере сгорания 1,75 МПа. На основании полученных результатов авторы констатировали меньшую стойкость к термоудару исследованной УВТК по сравнению с керамикой AS-800.

Для корректного моделирования условий полета гиперзвукового летательного аппарата (ГЗЛА) необходимо учитывать тепловой поток в точке торможения, давление торможения и время

термомеханического воздействия в зависимости от траектории спуска и аэродинамической формы ГЗЛА. Учитывая, что давление торможения является функцией произведения плотности невозмущенного потока на квадрат его скорости, плотность воздуха на высотах 30 км и 80 км отличается на три порядка (18 г/м^3 и $0,0185 \text{ г/м}^3$ [6]), очевидно, что давление торможения при гиперзвуковых полетах на разных скоростях и высотах изменяется в очень широких пределах – от нескольких мбар до десятков бар.

Тепловой поток в точке торможения обтекаемого тела вследствие его аэродинамического нагрева является функцией скорости в третьей степени [7] и сильно зависит от радиуса кривизны затупления носового конуса и передних кромок. Зависимость имеет вид функции $q_f = R^{-0,5}$, что означает увеличение теплового потока на 41 % при уменьшении радиуса кривизны кромки вдвое. Диапазон тепловых потоков в точке торможения в условиях гиперзвукового потока составляет $0,8...570 \text{ МВт/м}^2$ [7].

В работе [8] рассмотрены условия при спуске с орбиты планирующего ГЗЛА-демонстратора, предназначенного для отработки технологий, необходимых для создания легкого пилотируемого многоразового космического аппарата (МКА) для обслуживания международной космической станции (МКС). Общее время спуска с орбиты (120 км) составляет примерно 6200 с, из них 4000 с приходятся на полет на высотах 80-60 км с конвективным тепловым потоком в стенку в условиях радиационного равновесия в точке торможения носового конуса менее $1,5 \text{ МВт/м}^2$. При этом температура поверхности в этой зоне сохраняется на уровне около 2050°C .

Постановка задачи. В работе поставлена задача – разработать оборудование и провести испытания образцов УВТК на термозероизонную стойкость.

Результаты исследований. Испытания образцов проводили в струе продуктов сгорания керосина в кислороде сверхзвуковой горелки. Диаметр критического сечения сверхзвукового сопла горелки составляет 8 мм, диаметр среза сопла – 9 мм.

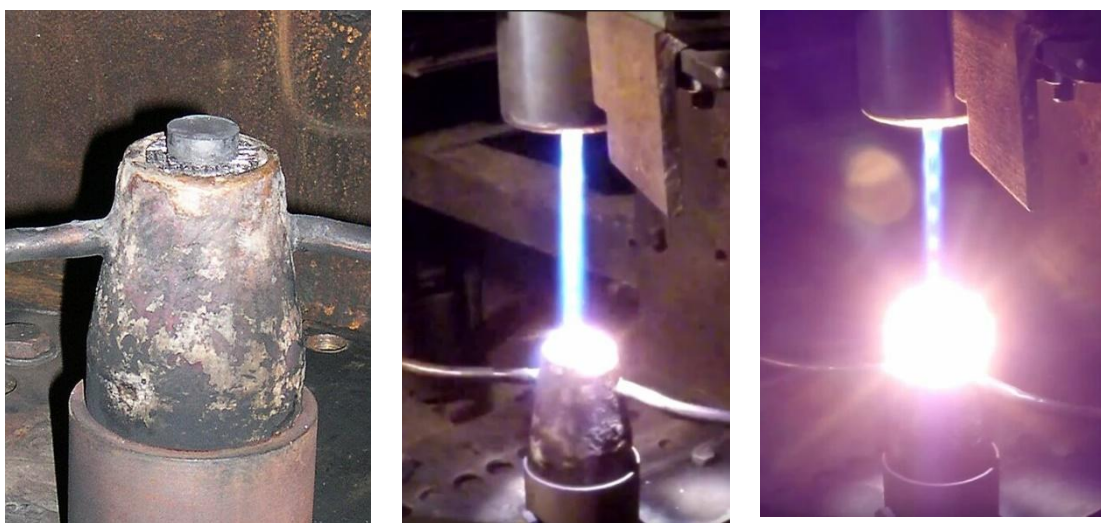
Температура поверхности образцов определялась с помощью пирометра INFRATHERM Converter IGA 100 (IMPAC Electronic Gmb, ФРГ).

К испытаниям были представлены шесть образцов УВТК трех составов:

- EU3 (ZrB_2 - 15% MoSi_2) – образцы EU3-1 и EU3-2;
- EU4 (ZrB_2 -15% SiC - 5% CrB_2) – образцы EU4-1 и EU4-2;
- EU5 (ZrB_2 - 15% MoSi_2 - 5% CrB_2) – образцы EU5-1 и EU5-2.

Испытания маркировались обозначением образца с указанием последовательного номера цикла испытаний.

Образцы устанавливались в водоохлаждаемую державку (рис. 1, а). После запуска и выхода горелки на рабочий режим образец вводился в струю по ее оси. На рисунках 1, б и в показан образец в струе при проведении испытаний на различных стадиях его нагрева.



а

б

в

Рис. 1. Термозероизонные испытания УВТК: а – образец в державке; б и в – образец в струе на различных стадиях его нагрева

В первых испытаниях определялась минимальная температура поверхности, при которой начинается заметный унос массы с поверхности образцов УВТК.

Испытание EU3-1 №1 и EU3-4 №1 проводили в течение одной минуты при следующих условиях: давление в камере сгорания горелки $P_{\text{кс}} = 0,5$ МПа, давление подачи кислорода $P_{\text{ок}} = 1,5$ МПа, давление подачи керосина $P_{\text{гор}} = 1,2$ МПа и коэффициенте избытка окислителя $\alpha = 1,3$. Дистанция от среза сопла до поверхности образца составляла в испытании EU3-1 №1 $X = 125$ мм, в испытании EU4-1 №1 $X = 90$ мм.

Изменение температуры поверхности образцов в процессе испытаний EU3-1 №1 и EU4-1 №1 показано на рис. 2. Максимальная температура поверхности в испытании EU3-1 №1 составила 1400°C , в EU4-1 №1 – 1800°C .

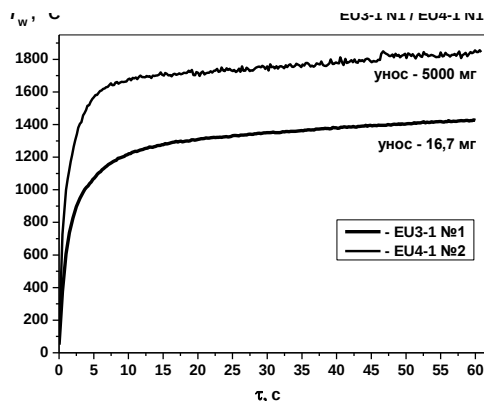


Рис. 2. Температура поверхности образцов УВТК в процессе испытаний EU3-1 №1 и EU4-1 №1

При испытаниях №1 образец EU3-1 практически не претерпел видимых изменений, кроме некоторого осветления рабочей поверхности. Унос массы составил 16,7 мг, при этом линейный унос – $\Delta L = 10$ мкм. При испытании №1 образца EU4-1 №1 при температуре 1800°C произошел скол фрагмента образца, поэтому для дальнейших испытаний этого материала была выбрана температура поверхности $T_w = 1600^\circ\text{C}$.

В испытаниях EU5-1 №1 и EU5-1 №2 производилась отработка режима для устойчивого обеспечения температуры поверхности $T_w = 1600^\circ\text{C}$. Изменение температуры поверхности образцов в процессе этих испытаний показано на рис. 3.

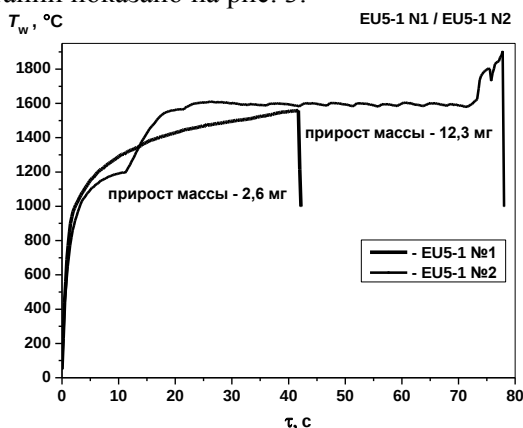


Рис. 3. Температура поверхности образцов УВТК в процессе испытаний EU5-1 №1 и EU5-1 №2

Эти испытания позволили сделать вывод о возможности поднятия температуры поверхности в процессе термоциклирования до 1700°C . В результате отработки режимов испытаний был выбран режим, при котором температура поверхности на уровне 1700°C достигается за 20 – 25 секунд и стабильно выдерживается на протяжении цикла испытаний.

Изменение температуры поверхности образцов в процессе испытаний EU3-1 №2, EU3-1 №2, EU4-1 №2 и EU5-1 №2 показано на рис. 4.

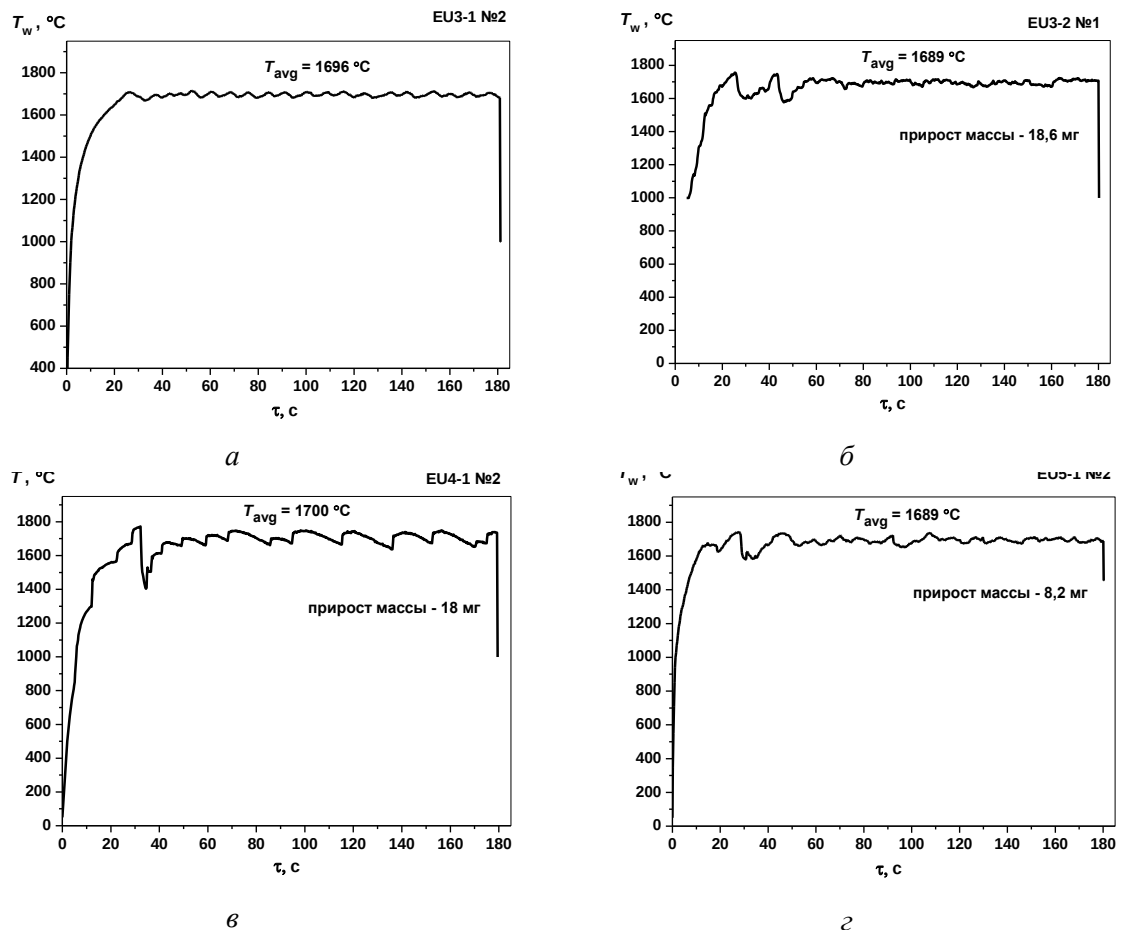


Рис. 4. Температура поверхности образцов УВТК в процессе испытаний EU3-1 №2, EU3-1 №2, EU4-1 №2 и EU5-1 №2

Результаты серии испытаний при температуре поверхности 1700 °C всех трех составов УВТК представлены в табл. 1. Время испытаний – 180 секунд.

Таблица 1
Результаты испытаний образцов УВТК при температуре поверхности 1700 °C

Состав УВТК	Испытание	Средняя температура поверхности, T_w , °C	Прирост массы, Δm , мг	Линейный прирост, ΔL , мкм
ZrB ₂ -15% MoSi ₂	EU3-1 №2	1696	—	—
ZrB ₂ -15% MoSi ₂	EU3-2 №1	1689	18,6	70
ZrB ₂ -15% SiC - 5% CrB ₂	EU4-1 №2	1700	18,0	80
ZrB ₂ - 15% MoSi ₂ - 5% CrB ₂	EU5-1 №2	1689	8,2	80

На рисунке 5, а и 5, б представлен внешний вид образца EU5-1 после трех и восьми циклов испытаний соответственно.

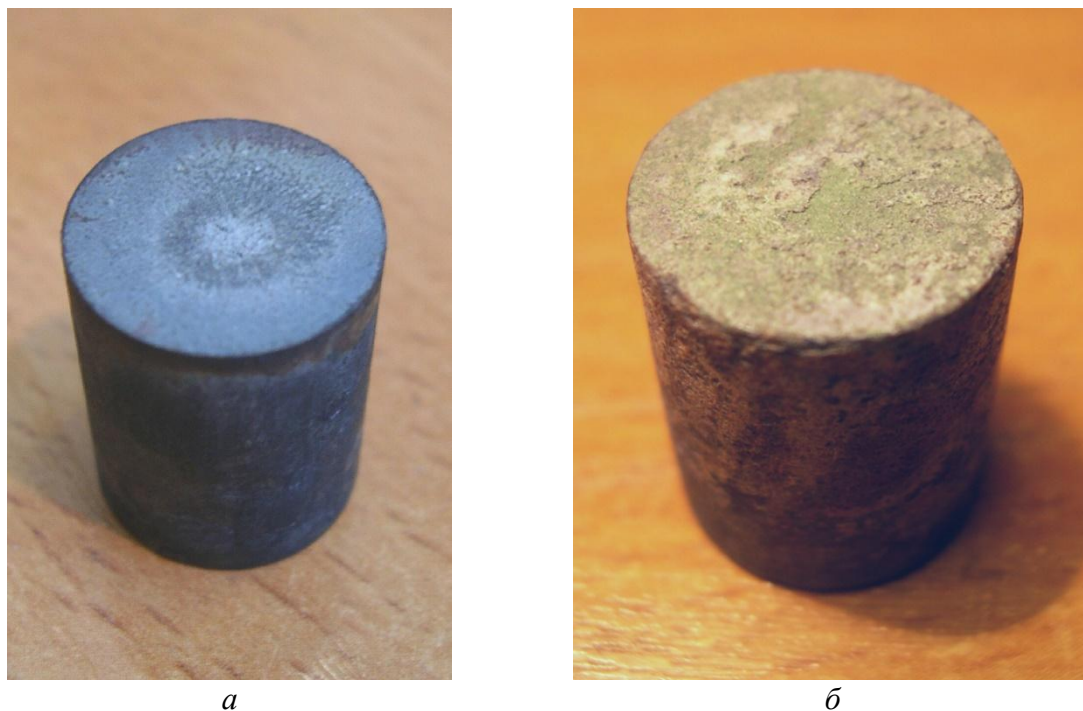


Рис. 5. Внешний вид образцов УВТК после термоэрозионных испытаний при температуре поверхности 1700 °С: а – образец EU5-1 после трех циклов испытаний; б – образец EU5-1 после восьми циклов испытаний

На рисунке 6 представлен внешний вид образца EU5-1 после восьмого цикла термоэрозионных испытаний.

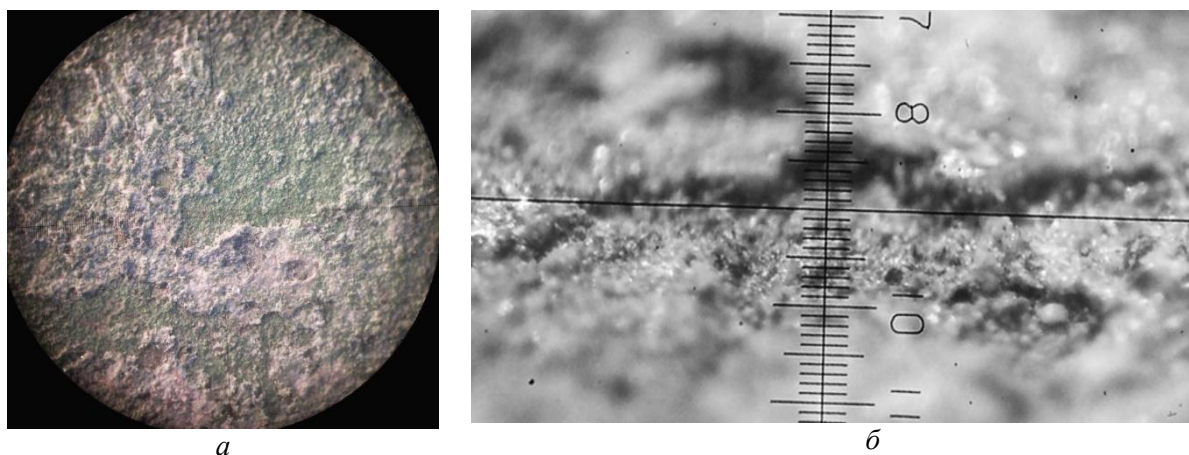


Рис 6. Внешний вид поверхности образца EU5-1 после восьмого цикла термоэрозионных испытаний при температуре поверхности 1700 °С: а – увеличенное изображение поверхности (×2, ширина поля – 9 мм); б– то же, но снято под углом 60° к нормали (×4, высота поля – 1 мм)

На рисунке 7 представлен внешний вид образца EU5-1 после девятого и десятого циклов испытаний.

В результате испытания EU5-1 №9 произошло полное очищение нагреваемой поверхности от остатков разрушавшегося в процессе испытаний EU5-1 №7 и EU5-1 №8 оксидного слоя, что вызвало максимальный во всех испытаниях унос массы (144,4 мг) со скоростью $-0,697 \text{ мг}/(\text{с} \times \text{м}^2)$. После испытания поверхность имела однородный зеленоватый оттенок, кроме небольшого участка светлого цвета возле центра, представляющего собой вновь формирующийся оксидный слой. При этом на поверхности совершенно отсутствуют трещины и разрушения.

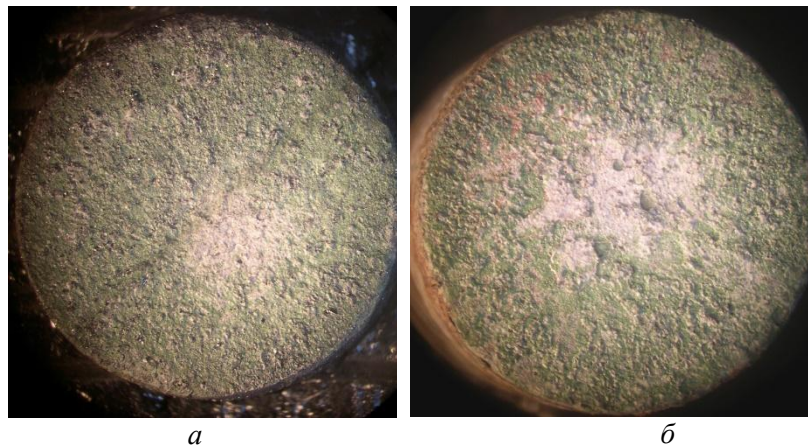


Рис. 7. Внешний вид образца EU5-1 после термоокислительных испытаний при температуре поверхности 1700 °С: а – образец EU5-1 после девяти циклов испытаний; б – образец EU5-1 после десяти циклов испытаний

Результатом испытания EU5-1 №10 стал наименьший зафиксированный во всех испытаниях унос массы (2,2 мг) со скоростью $-0,008 \text{ мг}/(\text{с} \times \text{см}^2)$ и дальнейшее формирование оксидного слоя (рис. 7, б).

При этом средняя скорость уноса массы за время испытаний EU5-1 №9 и EU5-1 №10 составила $-0,293 \text{ мг}/(\text{с} \times \text{см}^2)$, что полностью соответствует ранее предсказанной скорости уноса массы на установившемся режиме – на уровне $-0,3 \text{ мг}/(\text{с} \times \text{см}^2)$. Зависимость суммарной потери массы образца EU5-1 от времени нахождения в потоке с температурой поверхности более 1300°С в испытаниях EU5-1 №4 – EU5-1 №10 показана на рис. 8, из которого видно, что точка №10 (испытание EU5-1 №10) лежит на одной прямой с точками №6 – №8, соответствующей скорости уноса массы около $-0,3 \text{ мг}/(\text{с} \times \text{см}^2)$.

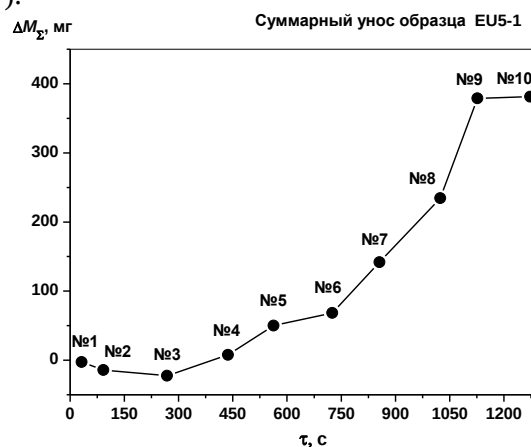


Рис. 8. Зависимость суммарной потери массы образца EU5-1 от времени нахождения в потоке с температурой поверхности более 1300°С

Необходимо отметить, что ходе циклов нагрева наблюдается как увеличение, так и уменьшение высоты образца, суммарный линейный прирост образца за 1005 секунд при температуре более 1300°С в испытаниях образца EU5-1 от четвертого до десятого цикла составил около 110 мкм, причем это значение было впервые достигнуто после седьмого цикла.

Выводы. Полученные в результате представленных исследований данные позволяют сделать вывод о том, что процесс уноса массы с поверхности рассматриваемой УВТК протекает циклически в виде трех последовательных стадий:

- 1) формирование плотного оксидного слоя (толщиной до 150 мкм);
- 2) разрушение (растрескивание и выкрашивание) оксидного слоя;
- 3) унос с поверхности образца оксидного слоя.

После этого процесс повторяется.

В установившемся режиме уноса (когда под оксидным слоем сформировался преобразованный промежуточный слой) скорость потери массы на первой стадии минимальна, на третьей – максимальна. Если предположить, что после девятого цикла испытаний поверхность находится в состоянии близком к состоянию после третьего цикла (о чем свидетельствует вид поверхности после них – рис. 5), то средняя скорость уноса составляет около $0,47 \text{ мг}/(\text{с} \times \text{см}^2)$. Необходимо отметить, что это значение получено в предположении, что все процессы изменения массы образца происходят на нагреваемой поверхности.

Список использованных источников:

1. Келина, И.Ю. Состояние и перспективы разработки ультравысокотемпературных керамических материалов для применения в гиперзвуковых авиакосмических объектах [Текст] / И. Ю. Келина, А.С.Шаталин, Л.А.Чевыкалова и др.] // Авиационная промышленность: ежекварт. науч.-техн. журн. – 2011. – № 1. – С. 40 – 45.
2. Григорьев, О.Н. Ультравысокотемпературная керамика для авиационно-космической техники [Текст]/ О.Н. Григорьев, Г.А. Фролов, Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, А.Д. Панасюк, Л.М. Мелак, В.А. Котенко, А.В. Коротеев // Авиационно-космическая техника и технология – №8 (95). – 2012. – С. 119-128.
3. Paul, A. UHTC composites for hypersonic applications [Text] / A. Paul, D.D. Jayaseelan, S. Venugopal, et al. // American Ceramic Society Bulletin. – 2012.–Vol. 91, №. 1. – P. 22 – 30.
4. HanJ. Oxidation-resistant $\text{ZrB}_2\text{--SiC}$ composites at 2200°C [Text]/ Jiecai Han, Ping Hu, Xinghong Zhang, Songhe Meng, Wenbo Han // Composites Science and Technology (2008). – Vol. 68. – Issues 3-4. – P. 799-806.
5. Levine, S.R.Evaluation of ultra-high temperature ceramics for aeropropulsion use [Text]/ S. R. Levine, E. J. Opila et al. // Journal of the European Ceramic Society. – 2002. – № 22. – P. 2757–2767.
6. ДСТУГОСТ 4401:2009 Атмосфера стандартная. Параметры
7. Ceramic Matrix Composite (CMC) Thermal Protection Systems (TPS) and Hot Structures for Hypersonic Vehicles. D. E. Glass. 15th AIAA Space Planes and Hypersonic Systems and Technologies Conference. American Institute of Aeronautics and Astronautics. AIAA-2008-2682. –2008. –P.36.
8. A. Viviani, A. Heat Transfer Analysis for a Winged Reentry Flight Test Bed [Text] / A. Viviani, G. Pezzella //International Journal of Engineering (IJE). –2009–Vol. 3, No. 3.–P. 329-345.

Acknowledgements

Part of the research leading to these results has received funding from the European Community's Seventh Framework Programme (FP7/2011-2014) under grant agreement LIGHT-TPS No. 607182.

Рецензенты:

Панарин В.Е., ведущий научный сотрудник ИМФ НАН Украины, доктор технических наук;
Уманский А.П., заведующий отделом ИПМ НАН Украины, доктор технических наук, профессор.

Стаття надійшла до редакції 05.05.2017

УДК: 620.162

Ю.И. Евдокименко, Г.А. Фролов, В.М. Кисель*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины***ТЕПЛОВЫЕ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПЕРЕДНИХ КРОМОК ГИПЕРЗВУКОВОГО ЛЕТАТЕЛЬНОГО АППАРАТА**

В статье рассматриваются методологические аспекты тепловых испытаний термостойких и теплозащитных материалов, предназначенных для изготовления передних кромок аэродинамических поверхностей гиперзвукового летательного аппарата (ГЗЛА) и его наружной обшивки. Рассмотрена возможность моделирования термоэрозионного воздействия на материалы гиперзвукового воздушного потока сверхзвуковыми струями продуктов сгорания углеводородных топлив в воздухе и кислороде. Описано оборудование для термоэрозионных испытаний материалов острых кромок ГЗЛА и приведены результаты испытаний на нем ультравысокотемпературной керамики различных составов.

Ключевые слова: гиперзвуковой летательный аппарат, острые кромки, термоэрозионное воздействие, тепловые испытания, продукты сгорания, ультравысокотемпературная керамика

Ю.І. Євдокименко, Г.О. Фролов, В.М. Кисіль*Институт проблем материаловедения им. И. М. Францевича НАН Украины***ТЕПЛОВІ ВИПРОБУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ ПЕРЕДНІХ КРОМОК ГІПЕРЗВУКОВОГО ЛІТАЛЬНОГО АПАРАТУ**

У статті розглянуто методологічні аспекти теплових випробувань термостійких і теплозахисних матеріалів, які призначені для виготовлення передніх кромок аеродинамічних поверхонь гіперзвукового літального апарату (ГЗЛА) та його зовнішньої обшивки. Розглянуто можливість моделювання термоерозійного впливу на матеріали гіперзвукового повітряного потоку надзвуковими струменями продуктів згоряння палив у повітрі та кисні. Описано обладнання для термоерозійних випробувань матеріалів гострих кромок ГЗЛА та наведено результати випробувань на ньому ультрависокотемпературної кераміки різних складів.

Ключові слова: гіперзвуковий літальний апарат, гострі кромки, термоерозійний вплив, теплові випробування, продукти згоряння, ультрависокотемпературна кераміка

Yu. Yevdokymenko, G. Frolov, V. Kysil*Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine***THERMAL TESTS OF MATERIALS FOR THE LEADING EDGES OF HYPERSONIC VEHICLE**

The article treats methodological aspects of thermal tests of heat-resistant and heat-protective materials designed for the production of leading edges of aerodynamic surfaces of hypersonic vehicle (HSV). The possibility of modeling thermoerosional effect on materials of hypersonic air flow by supersonic jets originated from combustion products of hydrocarbon fuels in air and oxygen have been considered. Equipment for thermoerosional testing HSV sharp edge materials have been described and results of testing ultrahigh-temperature ceramics of various compositions using this equipment have been given.

Keywords: hypersonic vehicle, sharp edges, thermoerosional effect, thermal tests, combustion products, ultrahigh-temperature ceramics

Постановка проблеми. В последние два десятилетия основные аэрокосмические державы резко активизировали работы по созданию гиперзвуковых летательных аппаратов (ГЗЛА) различного назначения, в первую очередь – многоразовых космических аппаратов (МКА) и гиперзвуковых самолетов. Гиперзвуковой полет (ГЗП), как и сверхзвуковой полет, отличается особым характером обтекания газом твердого тела, и его основным признаком является нагрев газа в ударном слое до температур, при которых начинается диссоциация (диссоциация азота начинается при температуре порядка 2000 К) и ионизация (более 3500 К) газа, что изменяет его состав и свойства, определяющие обтекание, а также характер теплообмена газа с обтекаемой поверхностью. Переход к такому типу обтекания происходит при числе Маха полета более 5 М и не имеет четко выраженной границы.

Все многообразие условий гиперзвуковых полетов разрабатываемых в настоящее время гражданских гиперзвуковых летательных аппаратов может быть сведено к трем типовым задачам:

- возвращение с орбиты по баллистической траектории МКА капсульного типа («Orion», «Dragon V2», CST-100, США, «Федерация», РФ);
- возвращение с орбиты по планирующей траектории крылатого МКА (Dream Chaser, США, Skylon, Великобритания);
- полет ГЗ самолета в стратосфере (Lockheed Martin SR-72, программа ATLLAS ESA-ESTEC).

Многоразовость этих ГЗЛА требует сохранения в течении всего срока их эксплуатации неизменности геометрической формы носового конуса фюзеляжа и передних кромок аэродинамических поверхностей ГЗЛА, что исключает применение традиционной для аппаратов предыдущего поколения аблирующей теплозащиты.

Для большинства разрабатываемых ГЗЛА характерно применение острых кромок передних поверхностей, обеспечивающее лучшие аэродинамические характеристики (меньшее сопротивление, более высокие аэродинамическое качество и маневренность) летательного аппарата и большую безопасность его экипажа, чем традиционно применяемые затупленные кромки и конусы. Радиусы кривизны острых кромок исчисляются миллиметрами, в то время, как радиусы затупления кромок крыльев МКА «Space Shuttle» и «Буран» составляли десятки сантиметров. Применение острых кромок позволяет уменьшить интегральный тепловой поток в аппарат, сокращая площадь его поверхности, на которой происходит лобовое и близкое к нему натекание воздушного потока. Однако одновременно происходит увеличение теплового потока в саму кромку: при равных условиях ГЗП (его высоте и скорости) уменьшение радиуса кривизны кромки вдвое приводит к увеличению теплового потока более, чем на 40 % [1].

Нагрев передних поверхностей ГЗЛА, на которых происходит торможение потока и которые испытывают наибольшее тепловое воздействие от примыкающего к ним ударного слоя, является одной из основных проблем гиперзвукового полета. Материалы носовых конусов, передних кромок аэродинамических поверхностей ГЗЛА и их управляющих отклоняемых поверхностей (элевонов, рулей направления, тормозных щитков) должны выдерживать исключительно высокие термомеханические нагрузки при температурах до 2000 °C (а в некоторых случаях и выше), обеспечивая неизменность их свойств, формы и размеров. Разработка таких материалов в настоящее время является одной из основных задач аэрокосмического материаловедения. В наибольшей мере усилия сконцентрированы на создании новых керамических композиционных материалов и углерод-углеродных композиционных материалах (УУКМ) с жаростойкими керамическими покрытиями. Особенно перспективной является ультравысокотемпературная керамика (УВТК) с температурой плавления более 2500 °C, создаваемая на основе боридов и карбидов циркония, гафния и тантала в сочетании с другими высокотемпературными керамиками, например, карбидом кремния [2, 3]. Отличительной чертой УВТК является образование на ее поверхности в результате высокотемпературного окисления структур, защищающих её от дальнейшего окисления и обеспечивающих залечивание поверхностных дефектов, неизбежно образующихся в процессе эксплуатации.

Тепловые испытания материалов передних поверхностей ГЗЛА являются неотъемлемым этапом их создания, технологической отработки и производства. Задача таких испытаний состоит в определении способности материала выдерживать на протяжении заданного времени термоэрозионное, термохимическое и термомеханическое воздействие гиперзвукового воздушного потока с заданными параметрами торможения при заданной температуре поверхности.

Постановка задачи. Наземные испытания материалов в условиях гиперзвукового обтекания требуют очень специфического оборудования и весьма дороги, и, кроме того, такое оборудование обычно труднодоступно материаловедцам на начальных стадиях разработки материала, когда особенно необходима оперативная проверка способности многочисленных вариантов создаваемого материала выдерживать нагрузки на заданном режиме ГЗП. Необходимо отметить, что при гиперзвуковом полете непосредственно на внешние элементы конструкции (передние кромки и тепловую защиту обшивки) воздействует газовая среда (в атмосфере Земли – воздух) с параметрами ударного слоя (в точках и на линиях торможения) или пограничного слоя (при обтекании), имеющая до- или околозвуковую скорость. Поэтому при испытаниях материалов таких элементов нет необходимости в воспроизведении гиперзвуковой скорости набегающего потока, достаточно воспроизведения основных факторов его воздействия на материал, а именно – температуры и давления торможения (в случае продольного обтекания – градиента давления вдоль поверхности) и химического состава газовой среды, или, по крайней мере, содержания в ней свободного кислорода на уровне 20-25 % (масс.) (в воздухе – 23,2 % или 7,25 моль/кг). Более того, заданная температура торможения при моделировании воздействия условий ГЗП на материал может быть заменена температурой его поверхности, определяемой как функция температуры торможения и коэффициента теплообмена при заданных значениях степени каталитичности и коэффициента излучения материала.

Целью данной работы является разработка методики испытаний материалов передних кромок ГЗЛА, позволяющей оперативно производить их с максимальной достоверностью при

минимальных затратах в сверхзвуковых потоках продуктов сгорания (ПС) углеводородных топлив в воздухе и кислороде при температурах поверхности до 2000 °С.

Анализ последних исследований и публикаций. Тепловые испытания материала в той или иной степени моделируют условия его эксплуатации, что, естественно, предполагает знание этих условий. Проблеме условий ГЗП в земной атмосфере посвящено множество работ, в которых, как правило, применительно к конкретным проектам анализируются тепловой поток в точке торможения, давление торможения и время нагрева в зависимости от траектории спуска и аэродинамической формы ГЗЛА, характеризуемой среди прочего радиусом кривизны носка и передних кромок крыла. В таких работах обычно оценивается температура поверхности в точке торможения при различных степенях каталитичности материала стенки и значениях его коэффициента излучения. При этом в процессе разработки многоразовых аппаратов либо подбирается траектория ГЗП с уровнем термоэрозионного воздействия воздушного потока, не приводящего к абляции имеющихся материалов, либо формулируются требования к материалу передних поверхностей, обеспечивающие возможность полета по задаваемой траектории. Предельной по тепловому воздействию является траектория с постоянной температурой передних поверхностей на максимально допустимом для конкретного материала уровне. С точки зрения материаловедческих тепловых испытаний в таких работах наиболее интересны данные о температуре поверхности, давлении торможения потока на ней и времени теплового воздействия.

Анализ работ [4 – 9] позволяет констатировать, что возвращение с орбиты МКА по планирующей траектории ГЗП длится от двадцати минут до полутора часов при постоянно снижающейся (от первоначального значения порядка 25-30 М) скорости и повышающемся по мере снижения давления торможения. Характерным для крылатых МКА можно считать время нагрева в одном полете 0,5 часа, что при типичном ресурсном требовании на уровне ста полетов означает 50 часов эксплуатации в ста циклах нагрева. Тепловой поток в зонах торможения составляет 0,6–6 МВт/м², температура поверхности – до 1900 °С, давление торможения – до 10 кПа.

В случае гиперзвукового самолета полет в стратосфере происходит при постоянных скорости и высоте, причем для перспективных аппаратов первого поколения наиболее характерной является скорость 6М (1810 м/с, 6500 км/ч) на высоте 30 км, длительность гиперзвукового полета порядка одного часа, требуемый ресурс – десятки тысяч часов. Температура поверхности не превышает 1200 °С, давление торможения – 71 кПа [10].

Проблеме испытаний острых кромок ГЗЛА посвящены работы [7, 11]. В первой из них в дозвуковой струе электродугового плазмотрона испытывали модели кромки, выполненные из УВТК состава ZrB₂–20% SiC и композиции C-SiC (карбид кремния, армированный углеродными волокнами). Модель представляла собой клин с углом полураскрытия 4°, радиусом передней кромки 3,5 мм, длиной 98 мм и шириной 40 мм. Давление торможения в испытаниях составляло 0,12 МПа, температура обеих моделей на линии торможения составляла 1450 °С. Модель из УВТК после двухсот секунд испытаний не имела повреждений и изменений формы, в то время как у модели из армированного углеродным волокном карбида кремния к сотой секунде испытаний произошло полное разрушение передней кромки. Во второй работе испытывали модели из УВТК состава ZrB₂-SiC, которые имели длину 40 мм, ширину по кромке 30 мм, угол полураскрытия клина 4° и радиус закругления кромки 5 мм. Испытания проводили на сверхзвуковом плазмотроне с диаметром критического сечения 29 мм, полууглом раскрытия 12° и диаметром выходного сечения 100 мм. Скорость газа на срезе сопла достигала 3,9 М, модель располагали на расстоянии 12 см от него. Давление торможения составляло 0,18 МПа, температура поверхности – 1800 °С.

Цикл работ итальянских исследователей [12, 13] посвящен испытаниям покрытий из УВТК и исследованию их свойств. Исследовали покрытия композиций ZrB₂-20 % (об.) SiC и ZrB₂-30 % (об.) SiC- 10 % (об.) MoSi₂, нанесенные на подложки из УУКМ и композиции C-SiC плазменным напылением при повышенном давлении в инертной атмосфере с использованием аргона в качестве плазмообразующего газа. Толщина покрытия на УУКМ достигала 3 мм. В гиперзвуковой плазменной аэродинамической трубе “Scirocco” итальянской фирмы CIRA S.C.p.A. (мощность до 70 МВт, диаметр потока до 2 м) были проведены испытания носового конуса диаметром 500 мм, изготовленного из композиции C-SiC и покрытого плазменным напылением покрытием на основе ZrB₂.

Вершина конуса с радиусом затупления 10 мм на длине 100 мм была изготовлена из монолитной УВТК системы ZrB₂-SiC. Этот элемент вследствие производственного брака имел скол у основания, после зашлифовки которого в сочленении с основным конусом с покрытием образовался участок с практически ортогональным натекания потока. Испытания имитировали

типичные условия входа в атмосферу с тепловым потоком 3 МВт/м^2 в точке торможения в течение 100 секунд. Максимальная температура покрытия была зафиксирована на кромке указанного дефектного участка и составила 1800°C . После испытаний, кроме некоторого изменения цвета покрытия, никакой его деградации не было обнаружено, в том числе и в указанной зоне.

Сведений о применении сверхзвуковых химических газогенераторов для тепловых испытаний УВТК в доступных источниках практически нет. В работе 2002-го года [14] сообщается о испытаниях УВТК на основе диборида циркония на термостойкость, проведенных с использованием сверхзвукового газогенератора, работающего на топливной паре кислород-водород при давлении в камере сгорания $1,75 \text{ МПа}$. Размер образцов – $12,7 \times 3,2 \times 83,1 \text{ мм}$, поток направлен на узкий торец параллельно длинной стороне. Время испытаний составляло до 210 секунд. Особенностью этих испытаний была работа на топливных смесях с большим избытком окислителя, для обеспечения температур потока 1327°C и 1627 К ($\alpha > 3$). Для работы с таким большим значением коэффициента избытка окислителя горелка была оснащена дополнительным центральным каналом подвода кислорода, что привело к резкой неоднородности потока, в котором более холодное ядро почти полностью состояло из кислорода, и горячей периферийной зоны, образованной продуктами сгорания.

Результаты исследований. На рисунке 1 представлены результаты расчета параметров воздуха за ударной волной в зависимости от числа Маха потока и высоты полета, проведенного с использованием программного комплекса АСТРА.4, предназначенного для моделирования химических и фазовых равновесий при высоких температурах [15].

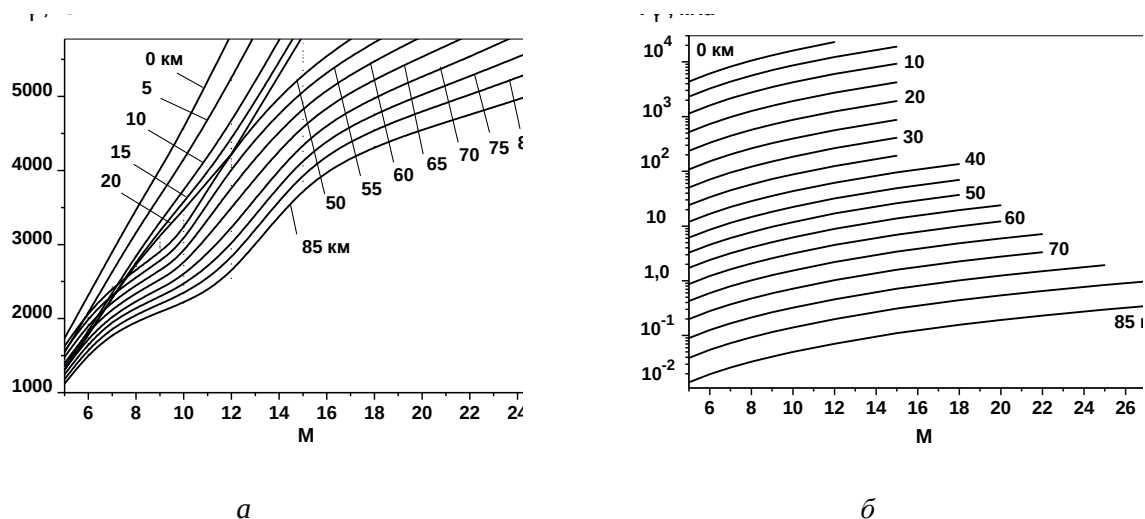


Рис. 1. Температура (а) и давление (б) торможения воздуха за ударной волной в зависимости от числа Маха и высоты полета

В расчете использованы данные о распределении термодинамических параметров воздуха по высоте, приведенные в стандарте [16]. Как видно из рис. 1 давление торможения при гиперзвуковых полетах на разных скоростях и высотах изменяется в очень широких пределах – от нескольких мбар до десятков бар: на высотах менее 10-15 км полет даже с минимальной гиперзвуковой скоростью сопровождается давлением торможения потока во многие десятки атмосфер (105 бар при 8 М на уровне земли) при относительно невысоких температурах (менее 3500°C в тех же условиях и менее 1350°C при 5 М на высоте 10 км), а на больших высотах (более 60 км) даже при скоростях более 20 М давление торможения не превышает сотых долей атмосферы (0,06 бар) при очень высоких температурах торможения. Например, при 20 М на высоте 65 км температура превышает 5500°C . ГЗП на высотах менее 30 км представляют интерес исключительно с военной точки зрения. На этой высоте МКА уже переходят в режим сверхзвукового полета, а полет гиперзвуковых самолетов на них энергетически неэффективен и недопустим по акустическому воздействию на окружающую среду.

При использовании сверхзвуковых химических газогенераторов для моделирования условий ГЗП рассчитанные параметры торможения потока для заданной топливной пары «окислитель-горючее» по заданным значениям давления и коэффициента избытка окислителя идентичны параметрам газа в камерах сгорания (КС). На рисунке 2 показаны зависимости температуры в КС

и содержания кислорода в истекающем потоке ПС от коэффициента избытка окислителя для стехиометрических ($\alpha = 1$) и бедных ($\alpha > 1$) топливных смесей кислород-керосин, воздух-керосин и обогащенный кислородом воздух-керосин при различных степенях обогащения.

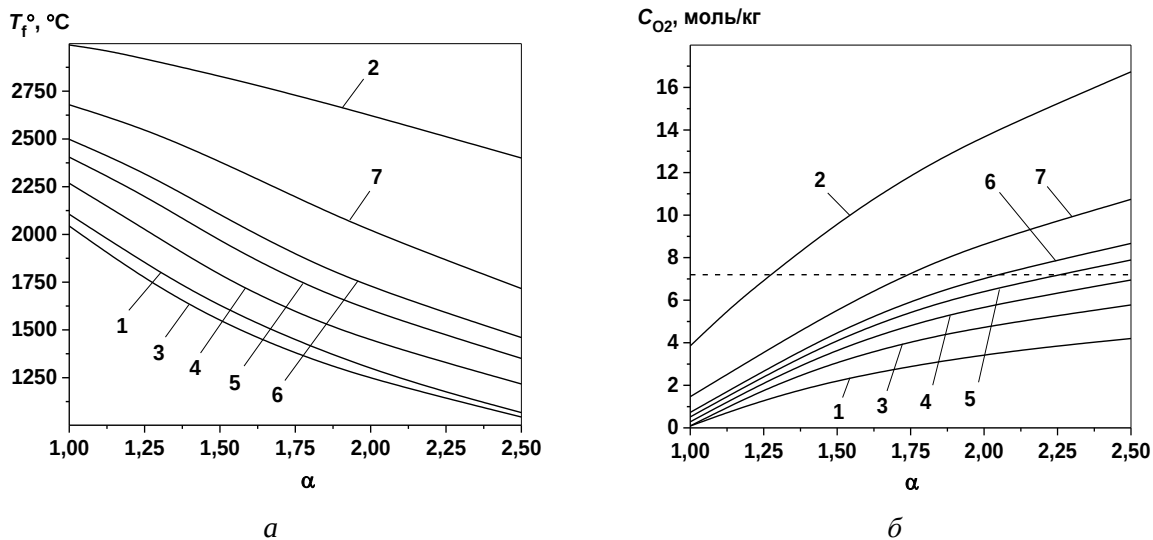


Рис. 2. Температура в КС газогенератора (а) и молярное содержание кислорода в выходном сечении его сопла (б) в зависимости от коэффициента избытка окислителя: 1 – воздух-керосин; 2 – кислород-керосин; 3 – 7 – обогащенный воздух с различным массовым соотношением воздух/кислород (3 – 4:1; 4 – 2:1; 5 – 4:3; 6 – 1:1; 7 – 1:2)

Расчет проводился с помощью программы АСТРА-4.0 при давлении в КС 0,8 МПа. Газогенераторы, использующие в качестве окислителя воздух, имеют регенеративное воздушное охлаждение, что практически исключает в них тепловые потери: параметры газа ПС в них идентичны теоретическим. Тепловые потери в водяное охлаждение газогенераторов, использующих кислород, приводят к снижению температуры в КС и в выходном сечении сопла по сравнению с теоретическими значениями. В данном расчете тепловые потери учитывались на основе эмпирической модели охлаждения с линейной зависимостью их величины от температуры в КС, построенной по результатам калориметрирования газодинамического тракта газогенератора ККР-6 в предположении постоянства коэффициента теплоотдачи в его водоохлаждаемые стенки.

Очевидно, что с увеличением значения коэффициента окислителя температура продуктов сгорания бедных смесей снижается, а содержание кислорода растет. Очевидно, что содержание кислорода в ПС топливно-воздушных смесей всегда ниже его содержания в самом воздухе. Как следует из результатов расчета, при температурах торможения $T_f^\circ = 1610^\circ\text{C}$ ($\alpha = 1,5$) и $T_f^\circ = 1280^\circ\text{C}$ ($\alpha = 2,0$) содержание кислорода в ПС составляет $C_{O_2} = 2,3$ моль/кг и $C_{O_2} = 3,5$ моль/кг, соответственно, что примерно в два – три раза меньше, чем в воздухе (пунктирная прямая на графике рис. 2, б). При значениях $\alpha < 1,1$ содержание кислорода в таких ПС менее 1 % (масс.) и их можно считать химически нейтральными.

Продукты сгорания кислородно-топливных смесей даже при стехиометрическом соотношении компонентов содержат 10,8 % (масс.) кислорода O_2 и 1,5 % атомарного кислорода, а при $\alpha \approx 1,25$ содержание кислорода в этих смесях превышает содержание его в воздухе, что позволяет моделировать сверхзвуковыми потоками ПС газогенератора условия ГЗП при скорости 8М на высоте 20 км.

Тепловые потери в водяное охлаждение газогенератора снижают температуру торможения в его выходном сечении примерно на 150° при температурах в КС более 3000°C и на 300° при температурах менее 2000°C . Поэтому, хотя обогащение воздуха кислородом в соотношении 4:1 приводит к росту теоретической температуры в КС на 275° , в реальности происходит даже некоторое снижение температуры торможения. Расчеты показывают, что применение воздушно-кислородных смесей в качестве окислителя при моделировании условий ГЗП дает ощутимый выигрыш в температуре торможения и содержании кислорода в продуктах сгорания при содержании кислорода в смеси на уровне воздуха и выше. При соотношении 1:1 содержание в ПС

кислорода как в воздухе достигается при коэффициенте избытка окислителя $\alpha = 2,0$, при котором температура торможения составляет 1720°C .

Применение окислительных смесей с еще большим содержанием кислорода (как в рассматриваемом случае 1:2) не дает никаких технических преимуществ, т. к. достигаемые таким образом температуры могут быть получены при глубоком дросселировании кислородно-топливного газогенератора (например, до $\alpha = 3,0$), а экономическая выгода от снижения расхода кислорода примерно на треть не компенсирует сложности, связанные с контролем и управлением подачей третьего топливного компонента. На основании проведенного расчета были сделаны выводы о нецелесообразности применения при испытаниях материалов передних кромок ГЗП воздушно-кислородных окислительных смесей.

Ранее авторами экспериментально было определено, что при нагреве ортогонально набегающим сверхзвуковым потоком торца теплоизолированного образца материала в форме цилиндра с диаметром, не превышающим диаметр выходного сечения газогенератора, его поверхность может быть нагрета до температуры на 250°C – 400°C меньшей температуры торможения потока (в зависимости от коэффициента излучения материала). Таким образом, при использовании кислорода в качестве окислителя материалы передних кромок могут быть испытаны в газовой среде с окислительным потенциалом близким к потенциалу воздуха при температуре поверхности до 2700°C , при использовании воздуха в нейтральной среде – до температуры поверхности 1700°C и до 1400°C – в среде с содержанием кислорода втрое меньшим, чем в воздухе. При этом диапазон рабочих температур перспективных материалов передних кромок ГЗЛА составляет 1200 – 2100°C .

Комбинация испытаний материалов в продуктах сгорания воздушно-топливных и кислородно-топливных смесей позволяет воспроизвести в них основные определяющие факторы ГЗП и значительно снизить их стоимость. Основное преимущество применения воздуха – экономичность проведения испытаний: стоимость сжатого воздуха меньше стоимости кислорода почти в 50 раз. Это позволяет использовать газогенераторы с большей площадью сопла и большим давлением в КС. При этом в сравнительных и отборочных испытаниях недостаток содержания кислорода в продуктах сгорания воздушно-топливных смесей может быть компенсирован пропорциональным увеличением продолжительности испытаний. А последующие испытания в ПС кислородно-топливных смесей позволяют верифицировать их результаты в условиях, более приближенных к натурным.

Разрабатываемая методика испытаний определяется возможностями Универсального термоструйного стенда УТС ИПМ НАНУ, предназначенного для проведения экспериментальных научно-исследовательских и технологических работ с использованием термохимических генераторов высокоскоростных высокотемпературных газовых потоков, в том числе несущих дисперсную фазу. Стенд включает системы подачи воздуха, кислорода, водорода, жидкого топлива (керосина или уайт-спирита), дисперсной (порошковой) фазы, системы охлаждения, запуска, перемещения образцов (или горелки), теленаблюдения, пирометрических и термопарных измерений, а также пульт управления указанными системами. Стенд размещен в огневом боксе, выполненном по требованиям к помещениям пожаро- и взрывоопасных производств (категория Г) и оснащенным мощной системой приточно-вытяжной вентиляции. Управление стендом осуществляется из пульту, отделенной от бокса броневым стеклом. Стенд укомплектован газогенераторами различных конструкций, работающими на различных топливных парах.

Стенд обеспечивает подачу воздуха с давлением до 2 МПа с расходом до 90 г/с и кислорода с давлением до 1,6 МПа с расходом до 20 г/с. Испытания материалов передних кромок проводятся воздушно-топливным газогенератором ГВО-2И с диаметрами критического и выходного сечений 13 мм и 16 мм, соответственно, и кислородно-топливным газогенератором ККР-6 с диаметрами 7 мм и 10 мм. Расходы воздуха и керосина в газогенераторе ГВО-2И при давлении в КС 0,8 МПа и коэффициенте избытка окислителя $\alpha = 1,5$ составляет 88 г/с и 6 г/с, расходы кислорода и керосина в газогенераторе ККР-6 при тех же условиях – 14,9 г/с и 4,4 г/с.

Для испытаний материалов острых кромок ГЗЛА на образцах в форме плоских клиньев для газогенератора ГВО-2И было разработано плоское сопло с размерами критического сечения $5\text{ мм} \times 26\text{ мм}$, выходного – $8,5\text{ мм} \times 26\text{ мм}$ и полууглом раскрытия сверхзвукового участка сопла 4° . Внешний вид газогенераторов ГВО-2И с плоским соплом приведен на рис. 3, а, газогенератора ККР-6 в работе на режиме с давлением в КС 0,8 МПа и коэффициентом избытка окислителя $\alpha = 1,5$ – на рис. 3, б. На рисунках 3, в и г в одном масштабе показан внешний вид струй из осесимметричного ($d_{\text{кр}} = 13\text{ мм}$) и плоского сопел газогенератора ГВО-2И при работе на таком же режиме.

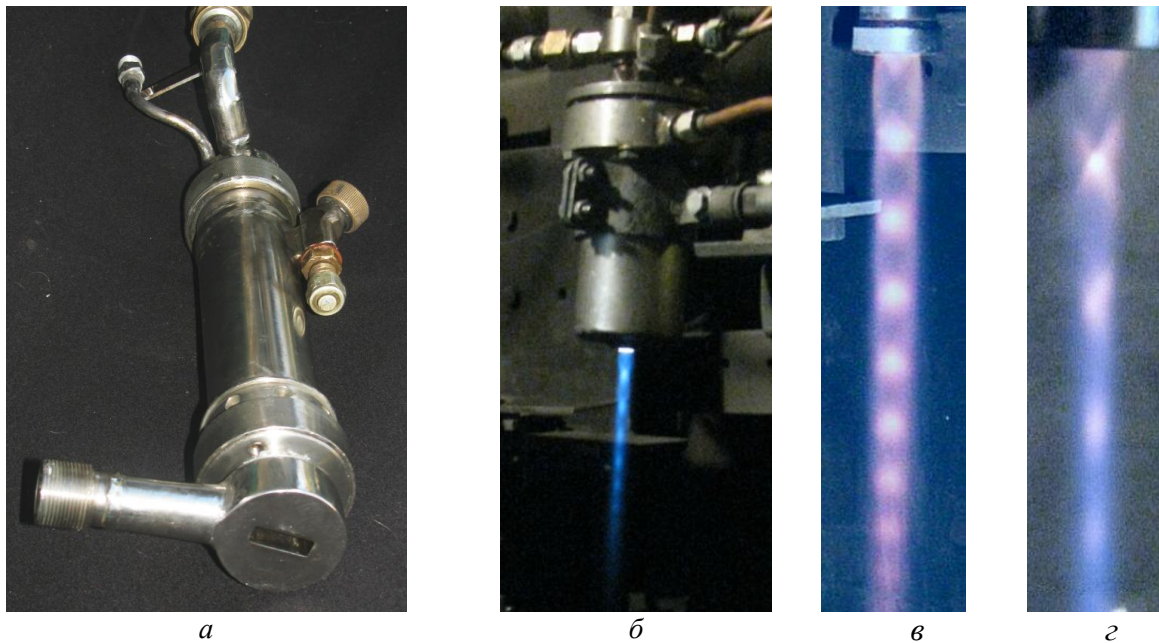


Рис. 3. Внешний вид газогенераторов и их струй на режиме с давлением в КС 0,8 МПа и коэффициентом избытка окислителя $\alpha = 1,5$: а – воздушно-топливный газогенератор ГВО-2И с плоским соплом; б – кислородно-топливный газогенератор ККР-6; в – струя ГВО-2И с соплом Лавалья с диаметром критического сечения 13 мм; г – то же с плоским соплом

По разработанной методике были проведены испытания УВТК нескольких составов на основе диборида циркония, плазменных покрытий на их основе на УУКМ, а так же образцов-моделей острых кромок аэродинамических поверхностей ГЗЛА. Испытания образцов УВТК в форме цилиндров диаметром 15 мм и высотой 20 мм позволили определить величину термоэрозионного уноса в условиях натекания окислительной газовой среды с давлением торможения 0,45 МПа при температуре поверхности 1700 °С и выявить его механизм. Испытания УВТК-покрытий на подложках из УУКМ проводили на образцах размером 50×24×5,4 мм при циклическом (по 200 с в цикле) нагреве и температуре поверхности 1600 °С – на первом этапе в ПС в воздухе с низким содержанием кислорода ($\alpha \approx 1,25$), на втором – в ПС в кислороде с содержанием кислорода почти вдвое большем, чем в воздухе ($\alpha \approx 2,0$). В первом случае время экспозиции в потоке до выявления сквозного разрушения покрытия из УВТК системы ZrB_2 -15 $MoSi_2$ составило более 1322 с в восьми циклах, во втором – 480 с в трех циклах. На рис. 4 показан момент термоэрозионных испытаний на первом этапе и внешний вид образца после третьего циклов и восьмого циклов нагрева.

Испытания острых кромок ГЗЛА проводятся в струе газогенератора ГВО-2И с плоским соплом на моделях в форме клина с полууглом раскрытия 5° и радиусом затупления кромки 0,5 мм, изготовленных из пластин размером 50×24×5 мм. Внешний вид образца острой кромки показан на рис. 5, а, образец в потоке на начальном и установившемся режимах нагрева – на рисунках 5, б и в.

Давление в КС в процессе испытаний составляло 0,8 МПа, коэффициент избытка окислителя $\alpha \approx 1,6$, температура торможения $T_t \approx 1550$ °С, содержание кислорода – на уровне 40 % его содержания в воздухе, расстояние от среза сопла до кромки – 5 мм. В настоящее время испытания продолжаются, но уже очевидно, что острые кромки из УВТК на основе диборида циркония сохраняют работоспособность в указанных условиях газодинамического нагрева в течении как минимум десятков минут. При обтекании острой кромки коэффициент теплообмена выше, чем

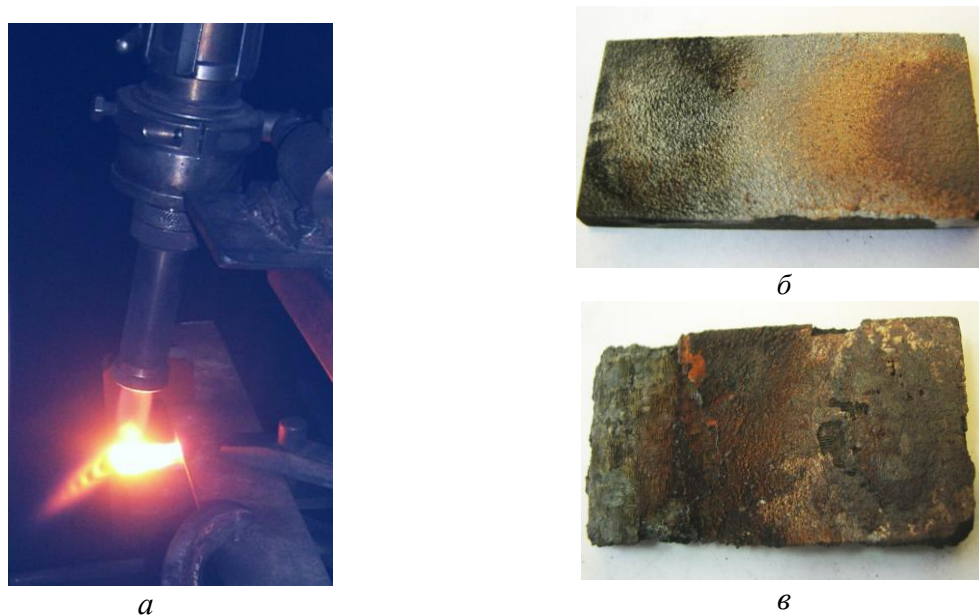


Рис. 4. Термоэрозионные испытания плазменных УВТК покрытий на УУКМ: а – образец в струе газогенератора ГВО-2И; б – образец после третьего цикла нагрева; в – образец после восьмого цикла нагрева

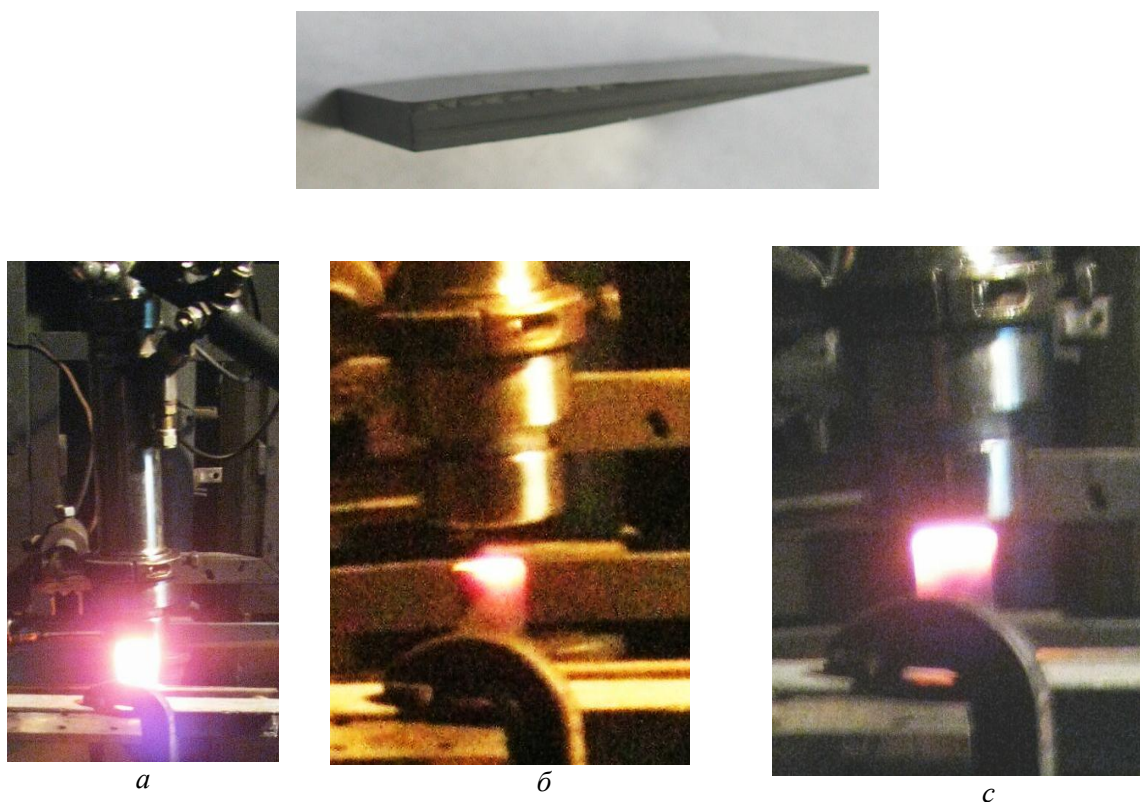


Рис. 5. Термоэрозионные испытания острых кромок ГЗЛА: а – образец в струе в стационарном тепловом режиме; б и в – образец на начальных стадиях нагрева

при лобовом натекании, поэтому в её окрестности температура поверхности ближе к температуре торможения потока, что означает, что требуемая температура поверхности может быть достигнута при более высоком значении коэффициента избытка окислителя и, соответственно, при более высоком содержании кислорода в ПС.

Выводы. Разработана комплексная методика испытаний материалов передних поверхностей ГЗЛА с использованием химических генераторов сверхзвуковых высокотемпературных потоков. Показано, что сверхзвуковые потоки продуктов сгорания воздушно-топливных и кислородно-

топливных смесей позволяют с достаточной точностью моделировать условия за ударной волной при гиперзвуковом полете в нижних слоях атмосферы с давлением торможения до 1 МПа и температурой торможения до 3000 °С. Использование кислородно-топливных смесей позволяет моделировать термоэрозионные испытания в воздухе материалов передних поверхностей ГЗЛА при температуре до 2700 °С, использование воздушно-топливных смесей в потоке с нейтральной средой – при температуре поверхности до 1700 °С и до 1400 °С – в потоке с содержанием кислорода втрое меньшим, чем в воздухе. Комбинация испытаний материалов в ПС воздушно-топливных и кислородно-топливных смесей позволяет проводить их с высокой экономической эффективностью без ущерба точности воспроизведения определяющих факторов ГЗП.

Применение плоского сопла и образцов в форме острого плоского клина позволяет проводить испытания в ПС воздушно-топливных смесей при температурах поверхности более приближенных к температуре торможения потока, благодаря чему достигается возможность увеличения коэффициента избытка окислителя и соответствующего содержания кислорода в потоке.

Проведенные по разработанной методике испытания УВТК нескольких составов на основе диборида циркония, плазменных покрытий из них на УУКМ, а также образцов-моделей острых кромок ГЗЛА подтвердили ее эффективность.

Список использованных источников:

1. Glass D. E. Ceramic Matrix Composite (CMC) Thermal Protection Systems (TPS) and Hot Structures for Hypersonic Vehicles [Текст] / 15th AIAA Space Planes and Hypersonic Systems and Technologies Conference. American Institute of Aeronautics and Astronautics. AIAA-2008-2682. – 2008. – P.36
2. Келина, И.Ю. Состояние и перспективы разработки ультравысокотемпературных керамических материалов для применения в гиперзвуковых авиакосмических объектах [Текст] / И. Ю. Келина, А.С.Шаталин, Л.А.Чевыкалова и др.] // Авиационная промышленность: ежекварт. науч.-техн. журн. – 2011. – N 1. – С. 40 – 45.
3. Григорьев О.Н. Ультравысокотемпературная керамика для авиационно-космической техники [Текст] / О.Н. Григорьев, Г.А. Фролов, Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, А.Д. Панасюк, Л.М. Мелак, В.А. Котенко, А.В. Коротеев // Авиационно-космическая техника и технология – №8 (95). – 2012. – С. 119-128.
4. Viviani A. Heat Transfer Analysis for a Winged Reentry Flight Test Bed [Текст] / A. Viviani, G. Pezzella // International Journal of Engineering (IJE) – Vol. 3 No. 3. – 2009. – P. 329-345.
5. Jackson, H.F. Laser Melting of Zirconium Carbide: Determination of Phase Transitions in Refractory Ceramic Systems [Text] / H.F. Jackson, D.D. Jayaseelan, D. Manara, C.P. Casoni, W.E. Lee // Journal of American Ceramic Society, – 2011. – V. 94, № 10. – P. 3561–3569.
6. Fletcher D. Testing of UHTC Samples in the VKI Plasmatron [Электронный ресурс] / D. Fletcher, C. Asma, J. Thoemel, P. Collin // Contract FA8655-06-1-3078 Final Report. 25.10.2006. – 21 p.
7. Zhang X. Ablation behavior of ZrB_2-SiC ultra high temperature ceramics under simulated atmospheric re-entry conditions [Text] / Xinghong Zhang, Ping Hu, Jiecai Han, Songhe Meng // Composites Science and Technology. – Vol. 68. – Issues 7–8. – June 2008. – P. 1718–1726.
8. Pulci G. High Temperature Mechanical Behavior of UHTC Coatings for Thermal Protection of Re-Entry Vehicles [Text] / G. Pulci, M. Tului, J. Tirillò, F. Marra, S. Lionetti, T. Valente [Текст] // Journal of Thermal Spray Technology. – V. 20, No 1–2. – 2011. – P. 139–144.
9. Marschall J. High-Enthalpy Test Environments, Flow Modeling and in situ Diagnostics for Characterizing Ultra-High Temperature Ceramics [Text] / J. Marschall, D. G. Fletcher // Journal of the European Ceramic Society. – Vol. 30. – 2010. – P. 2323-2336.
10. Justin J.F. Ultra High Temperature Ceramics: Densification, Properties and Thermal Stability [Text] / J.F. Justin, A. Jankowiak // The ONERA Journal AerospaceLab. – Issue 3. – November 2011, – P. 1–11.
11. Savino R. Arc-Jet Testing of Ultra-High-Temperature-Ceramics [Text] / R. Savino, M. De Stefano Fumo, D. Paterna, D. M. Andrea // The Open Aerospace Engineering Journal. – 2010. – No 3. – P. 20-31.
12. Tului M. Zirconium diboride based coatings for thermal protection of reentry vehicles: Effect of $MoSi_2$ addition [Text] / M. Tului, S. Lionetti, G. Pulci, F. Marra, J. Tirillò, T. Valente // Surface and Coatings Technology. – Vol. 205. – Issue 4. – 2010. – P. 1065–1069.
13. Pulci G. High Temperature Mechanical Behavior of UHTC Coatings for Thermal Protection of Re-Entry Vehicles [Text] / G. Pulci, M. Tului, J. Tirillò, F. Marra, S. Lionetti, T. Valente // Journal of Thermal Spray Technology. – V. 20. – No 1–2. – 2011. – P. 139–144.
14. Levine S.R. Evaluation of ultra-high temperature ceramics for aeropropulsion use [Текст] / S. R. Levine, E. J. Opila et al. // Journal of the European Ceramic Society. – № 22. – 2002. – P. 2757–2767.
15. Трусов Б.Г. Термодинамический метод анализа высокотемпературных состояний и процессов и его практическая реализация. - М.: МГТУ, Дисс. докт. техн. наук, 1984. – 292 с.
16. International Organization for Standardization. Standard Atmosphere. ISO 2533:1975.

Рецензенты:

Панарин В.Е., ведущий научный сотрудник ИМФ НАН Украины, доктор технических наук;

Уманский А.П., заведующий отделом ИПМ НАН Украины, доктор технических наук, профессор.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 620.22: 669.017

Ю.Ю. Жигуц¹, В.Д. Рудь², М.М. Кляп¹ДВНЗ «Ужгородський національний університет»¹Луцький національний технічний університет²**ОСОБЛИВОСТІ ТЕРМІТНОГО ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОХРОМОВАНИХ СТАЛЕЙ**

У роботі описується синтез високолегованих термітних сталей на основі порошкових матеріалів. Розглянуто вплив порошкових інгредієнтів шихти на властивості синтезованих матеріалів і особливості їх хімічного складу. Компоновання металотермічної шихти дозволило синтезувати високохромовані сталі типу X17T, X25T і X28. Для більш повного розгляду аспектів синтезу наведено розрахункові склади шихт і дані про вихід синтезованого сплаву з шихти. Отримані результати дослідження способу синтезу та зварювання, а також механічних властивостей синтезованих матеріалів та термітних швів дозволяють встановити можливі області їх використання.

Ключові слова: порошкові інгредієнти, шихта, термітні сталі, властивості, термітне зварювання.

Ю.Ю. Жигуц, В.Д. Рудь, М.М. Кляп

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИТНОГО СВАРИВАНИЯ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

В работе описывается синтез высоколегированных термитных сталей на основе порошковых материалов. Рассмотрено влияние порошковых ингредиентов шихты на свойства синтезированных материалов и особенности их химического состава. Компоновка металотермической шихты позволила синтезировать высокохромистые стали типа X17T, X25T и X28. Для более полного рассмотрения аспектов синтеза приведены расчетные составы шихт и данные про выход синтезированного сплава из шихты. Полученные результаты исследования способа синтеза и сваривания, а также механические свойства синтезированных материалов и термитных швов позволяют определить возможные области их использования.

Ключевые слова: порошковые ингредиенты, шихта, термитные стали, свойства, термитное сваривание.

Yu. Zhiguts, V. Rudj, M. Kljap

THE FEATURES THERMITE WELDING OF HIGHCHROMIUM STEELS

In this work the syntheses high alloys thermite steel on base powdered material is described. The considered influence powdered components of compound on characteristic synthesized material and particularities their chemical composition. The metaltermic arrangement of composition has allowed synthesizing highchromium steels become type X17T, X25T and X28. For more detail discussing of the aspects of synthesis calculating compositions of the burdens and summary data of output of synthesized alloy out of the burden are given. The results obtained during investigation of a way of synthesizing and welding, and also the mechanical characteristics of the synthesized materials and thermite weld allow discussing on their possible branches of using.

Keywords: powdered compound, composition, thermite steels, properties, thermite welding.

Постановка проблеми. Актуальною проблемою сьогодення у техніці є не тільки створення нових матеріалів і покращення властивостей традиційних, але і удосконалення технологій їх з'єднання при виготовленні деталей різноманітної форми. Детальне вивчення вказаної проблеми дозволяє стверджувати, що вона може бути успішно вирішена за допомогою використання спеціально синтезованих сплавів, отриманих за допомогою термітних [1] і комбінованих (самопоширюваний високотемпературний синтез [2] і металотермія) технологій зварювання, заснованих на горінні екзотермічних порошкових сумішей. Такі технології відрізняються від традиційних цілою низкою очевидних переваг: відсутність потреби у потужних джерелах електроенергії; можливість застосування простого, дешевого обладнання; високою продуктивністю процесу (час синтезу сплаву може тривати всього декілька хвилин); можливістю використання вторинних відходів виробництва, а саме млива графітових електродів, алюмінієвої або магнієвої стружки, залізної окалини [3] та ін. Зварювання термітом на основі алюмінію застосовується для з'єднання сталевих, чавунних деталей і деяких кольорових сплавів при стикуванні рейок, труб, дрозів, кабелів, заварюванні тріщин, наплавленні поверхонь при ремонті. Незважаючи на вказані переваги суттєвим обмеженням для використання вказаних технологій є відсутність розроблених складів шихт для термітного зварювання високолегованих неіржавіючих сплавів та недослідженість синтезованих матеріалів. Все це викликало нагальну потребу у проведенні низки досліджень.

Мета дослідження. Метою дослідження було встановлення складів металотермічних сумішей для проведення термітного зварювання, дослідження та аналіз властивостей отриманих зварних швів та розроблення технології металотермічного зварювання високохромованих сталей.

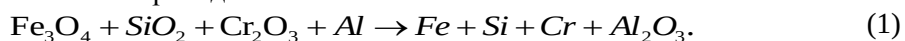
Матеріали і методика проведення експерименту. При виконанні роботи були використані матеріали: сажа (технічний вуглець ТУ 14-7-24-80), порошок алюмінієвий ПА-3–ПА-4 ГОСТ 6058-73, залізна окалина із середнім хімічним складом (у мас. %): 0,05 C; Cr_2O_3 – 36,4; Fe_2O_3 та FeO – 19,9 (при співвідношенні 50% Fe_2O_3 на 50% FeO); CaO – 5,4; 0,10–0,35 Si; 0,10–0,35 Mn; 0,01–0,03 S; 0,01–0,03 P; інші невідомі сполуки – решта.

Порошкова металотермічна шихта просувувалася, перемішувалася, ущільнювалася і після цього розміщувалася у металотермічному тиглі. Шліфи для металографічного аналізу виготовлялися із використаних зразків для випробовування на розтяг.

У розробленій технології синтезу у металотермічний реактор засипалися порошкоподібні інгредієнти шихти, які підпалювали спеціальним запалом. Після завершення горіння в нижній частині реактора формувався зливоч, а у верхній частині в результаті значної різниці у питомій масі продуктів реакції, збирався шлак.

Для визначення маси зливка і виходу сплаву з шихти на першому етапі дослідження були проведені мікроплавлення при масі шихти 100–150 г у металевому тиглі. Ініціювання процесу горіння проводилося спеціальним титановим запалом виготовленим з порошку титанового хімічного ПХ-2 ТУ 48-10-78-83.

Отримання високохромованих сталей металотермією із використанням порошкових інгредієнтів для компонування шихти проводили за схемою:



Після встановлення складу шихти за стехіометричними коефіцієнтами хімічної реакції та корекції її коефіцієнтами засвоєння компонентів [4,5], проводили розрахунок адіабатичної температури горіння металотермічної реакції. Одна із найголовніших умов синтезу – необхідність отримувати реальну температуру горіння шихти вище температури плавлення шлаку (для Al_2O_3 – 2400 K).

Зрозуміло, що з причин відсутності повної таблиці даних залежностей теплоємності продукту горіння від температури при високих температурах, проводилася екстраполяція значень у відповідності із запропонованими даними з роботи [4]:

$$C_{\text{те}}(T_{\text{пл}}) = 7k \cdot n \text{ (Дж/моль} \cdot \text{град)}, \quad (2)$$

де $C_{\text{те}}(T_{\text{пл}})$ – теплоємність продукту при температурі плавлення; k – перехідний коефіцієнт від кал до Дж; n – кількість атомів у молекулі утвореного продукту.

При встановлених значеннях ентальпій продукту горіння адіабатична температура (T_a) розраховувалася за формулою (3):

$$T_a = T_{\text{пл}} + \frac{Q - L - \Delta H(T_{\text{пл}})}{C_{\text{рідк}}}, \quad (3)$$

де $T_{\text{пл}}$ – температура плавлення продукту; Q – тепловий ефект реакції; L – теплота плавлення продукту реакції; $C_{\text{рідк}}$ – теплоємність рідкого розплаву; ΔH – різниця ентальпій вихідних і кінцевих продуктів.

Помилку, пов'язану із екстраполяцією значень оцінювали у 100-150 градусів.

Для зменшення впливу на термітний метал високої температури і для усунення пов'язаної із цим високою пористістю і усадкою у виливках, у склад шихти вводили інертні домішки – мливі стружки відповідного сплаву і феросплави. Із метою підвищення стабільності горіння і покращення кінетичних характеристик протікання реакції, у склад шихти також вводилося 1–2% (від маси шихти) плавикового шпату CaF_2 , який не тільки знижує температуру запалення екзотермічної порошкової суміші, але і підвищує вихід сталі з неї.

Контроль якості зварних з'єднань. Оскільки в даний час немає повної інформації з працездатності зварених алюмініотермічною технологією заготовок і статистики розвитку внутрішніх дефектів, то контроль якості алюмініотермічних зварних швів виконували після чистового шліфування. Він полягав у візуально-вимірювальному контролі, при якому виявляли зовнішні дефекти, а також можливі відхилення в геометрії термітного шва, і подальшого ультразвукового контролю для визначення внутрішніх дефектів. Також виконувалися випробування зварених зразків на міцність і пластичність та вимірювали твердість сплаву в зоні стику.

Технологія термітного зварювання. При нагріванні термітної суміші до 1150-1200 °С за допомогою спеціальних запальних сумішей або термітних сірників терміт запалюється. Реакція за декілька секунд поширюється на весь об'єм суміші. З 1 кг терміту утворюється ~ 550 г заліза та 450 г оксиду алюмінію і виділяється близько 3000 кДж тепла. Температура реакції досягає 3000°С.

При проведенні експериментальних досліджень синтез легованих сталей виконувався у металотермічному реакторі з економною системою використання легуючих елементів [6], який працює таким чином (див. рис. 1) – у верхній камері 10 проходить металотермічна реакція горіння залізоалюмінієвого терміту і розчинення у термітній сталі графітового порошку, а також розділення рідких продуктів реакції на металічну і шлакову фази. В результаті шлакова фаза спливає, а рідкий розплав сталі збирається у нижній частині камери і пропалює тонку пластинку 12.

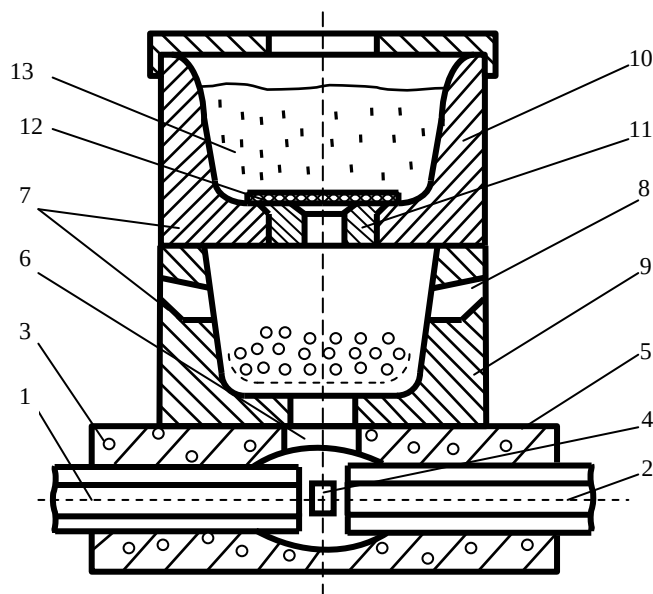


Рис. 1. - Конструкція металотермічного реактора для зварювання: де 1, 2 – плити з високохромованої сталі товщиною 30 мм, 3 – формувальна суміш, 4 – пінополіуретанова вставка у порожнині зварювання, 5 – опока, 6 – вертикальний ливарний канал, 7 – двокамерний реактор, 8 – отвір, 9 – нижня камера, 10 – верхня камера, 11 – стержень з отвором, 12 – пластинка, 13 – суміш терміту та графітового порошку

У камері легування та модифікування 9 відбувалася взаємодія, утвореного розплаву сталі, з лігатурою під час перетікання її у порожнину термітного зварювання 4. При цій взаємодії проходило насичення сталі феродомішками та іншими легуючими елементами.

Плити 1 і 2 заформовували у піщано-глиняну суміш 3, при цьому щілина між ними шириною 10 мм заповнювалася пінополіуретаном 4. Плити 1, 2 та поліуретановий прошарок 4 прикривалися опокою з формувальною сумішшю 5, яка мала рівні лади. На верхню напівформу з каналом 6 встановлювали двокамерний реактор 7. У формувальній суміші передбачався тимчасовий отвір 8, через який подавали полум'я газового пальника для випалювання пінополіуретанової вставки 4. Полум'я розжарювало торці плит 1 і 2 та прогрівало порожнину термітного зварювання, а одночасно і канал 6, нижню 9 та верхню 10 камери реактора. Після завершення операції прожарювання у камеру 9 закладали лігатуру і стержень 11 з отвором, який перекривали тонкою пластиною зі сталі. У камеру 10 засипали суміш терміту і графітового порошку 13. Розігрів плит 1 і 2 пальником проводили до ~ 300°С. Суміш підпалювалася термітним сірником або запалом з порошку титану, який, у свою чергу, підпалювали звичайним сірником. Приблизно через 20–25 секунд після початку технологічної операції горіння пластинка 12 пропалювалася термітною сталлю, яка виливалася у камеру 9, розчиняючи на своєму шляху лігатуру, а далі стікала у канал 6 і у порожнину зварювання. Плити приварювалися одна до одної у процесі їх оплавлення перегрітою легованою сталлю і її твердіння.

На підготовчому етапі проводили розрахунок металотермічної суміші за стехіометричними коефіцієнтами взаємодії основних інгредієнтів реакції. У подальшому встановлювали вплив легуючих домішок на властивості термітних легованих сталей та досліджували властивості

синтезованої сталі. Третій етап дослідної роботи полягав у здійсненні металотермічного зварювання і дослідженні властивостей отриманих швів.

Теоретична частина і експериментальні дослідження. Адіабатична розрахункова температура горіння вказаної суміші складала 2920–3110 °С [6,7]. При вмісті у суміші менше 21% домішок (крім залізоалюмінієвого терміту) адіабатична температура горіння підвищується, але вміст хрому знижується. Це вимагало застосування замість частини залізної окалини – подрібненого ферохрому (ФХ100А). При вмісті ж у суміші понад 25% домішок адіабатична температура горіння знижувалася нижче допустимої і процес горіння проходив у нестабільному режимі. Якщо залізна окалина має недостатній вміст оксидів хрому, її тим не менше можна використовувати, поєднуючи у необхідних пропорціях запропоновану суміш із звичайною екзотермічною легованою сумішшю, залізоалюмінієвим термітом і ферохромом.

Залежність швидкості проплавлення шихти від способу ведення плавлення і дисперсності використаного порошку алюмінію показана в табл. 1.

Таблиця 1.

Швидкість проплавлення шихти

Вид запалу	Швидкість проплавлення шихти при певній дисперсності алюмінієвого порошку (г/м ² ·хв), $\times 10^{-4}$			
	(0,6–0,8) мм	(0,4–0,5) мм	(0,3–0,4) мм	(0,1–0,25) мм
Верхній запал	19	20	–	24
Нижній запал	9	12	15	–

Швидкість процесу проплавлення зменшується із зростанням ущільнення шихти і суттєво зростає при застосуванні брикетування (за рахунок зменшення втрат пилових матеріалів). Одночасно швидкість проплавлення шихти зростає і при використанні більшої дисперсності порошку алюмінію та при збільшенні його кількості.

Важливим фактором є співвідношення між дисперсністю оксидів заліза (залізної окалини) і алюмінію. Оптимальне співвідношення між ними встановлюється при застосуванні частинок однакової дисперсності. Якщо прийняти, що зерна компонентів мають сферичну форму, діаметр частинок алюмінію d_{Al} при стехіометричному співвідношенні реагентів повинен знаходитись у межах 0,8–0,9 діаметру зерна відновленого оксиду $d_{ок}$.

При співвідношенні оксидів заліза і алюмінію 1:0,8–0,9 та частинок дисперсністю 0,6–0,1 і, відповідно, 0,5–0,4 мм відновлення проходить при розрахунковій питомій теплоті процесу, а утворена сталь за хімічним складом відповідає розрахунковій. Це особливо важливо при присутності у шихті різних домішок і флюсів. В цьому випадку нерівномірність розшаровування шихти за окремими компонентами зростає.

Границі вмісту алюмінієвого порошку (млива стружки) обумовлені термохімічними розрахунками, виходячи із необхідності відновлення залізної окалини. Для використаної залізної окалини вміст сірки і фосфору незначний, що в цілому позитивно впливає на властивості синтезованих сплавів. Необхідну частку алюмінієвої стружки (чистотою 93–95% за металічним алюмінієм) на 1 кг окалини визначали спочатку за стехіометричними складом реакцій (4) і (5) з подальшою корекцією за результатами дослідних мікроплавлень.



Відомо, що вихід термітної сталі зі стандартного терміту ($Fe_2O_3 + Al$) складає приблизно 50%. Тоді, щоб провести науглецьовування сталі необхідно ввести у склад метало термічної шихти 1,2% вуглецю (у вигляді «сріблястого» графіту) з врахуванням випалу вуглецю 7%.

У ливарній лабораторії Ужгородського національного університету були проведені термітні плавлення сталі X17T, X25T та X28 на основі металотермічної шихти розрахованого вище складу та використано високоперегрітий розплав для зварювання. Отриманий зварюваний термітний шов з високохромованої сталі був підданий хімічному аналізу, який дав результати, зведені у табл. 2. Як видно, отримані високохромовані термітні сталі у межах хімічного складу регламентованого стандартом з механічними властивостями (табл. 3) не гіршими, ніж у сталей виготовлених промисловими методами. Дослідженні властивості зварюваного шва, отриманого металотермічним способом, показані в табл. 3 свідчать, що металотермічний зварюваний шов практично не відрізняється від ординарних промислових зварюваних швів.

Таблиця 2.

Хімічний склад термітних сталей (% за масою)

№ з/п	Марка сталі типу	Вміст елементів						
		C	Mn	Si	Cr	Ti	S	P
1	X17T	0,08	0,45	0,60	16,9	0,55	0,03	0,05
2	X25T	0,07	0,51	0,75	24,4	0,61	0,03	0,05
3	X28	0,06	0,42	0,61	27,2	–	0,02	0,04

Таблиця 3.

Механічні властивості термітних швів синтезованих термітних сталей

№ з/п	Марка сталі типу	σ _в , МПа	δ	Ψ	a _н , МДж/м ²	Бал зерна
			%			
1	X17T	520	21,0	46,0	9,8	4–5
2	X25T	530	12	40	7,4	4–5
3	X28	550	18	43	1,1	3–4

¹Механічні властивості визначено на стандартних зразках діаметром 10 мм.

Особливістю даного типу термітних сталей є крупнокристалічна будова виливків, що призводить до підвищеної крихкості синтезованих сплавів, яка усувається термічною обробкою.

В результаті проведених досліджень вдалося отримати високохромовані термітні сталі типу X17T, X25T, X28, із використанням відходів ковальського, термічного і металорізального виробництва.

Проведена експериментальна робота говорить про значні перспективи застосування металотермічних способів для синтезу і зварювання матеріалів. Враховуючи, що спосіб виготовлення цих сплавів має повну автономність, а саме, не вимагає джерел електроенергії, складного обладнання (пристроїв для синтезу, в яких підтримується необхідна температура, тиск і співвідношення реагуючих компонентів), він може знайти широке використання в умовах майстерень та інших виробничих приміщень не пристосованих для звичайних методів плавлення та зварювання сталі.

Особливості зварювання термітних високолегованих сталей. Як свідчать проведені експерименти найкращі властивості після термітного зварювання мають леговані сталі феритного та феритоаустенітного класу. До цього класу належать і хромонікелеві сталі [7]. Особливістю зварного сплаву є те, що гартовані структури утворюються одразу у матричному сплаві після твердіння, а це призводить до необхідності проведення додаткової термічної обробки. За рахунок значного градієнта температур у зварному шві утворюється гартована на твердий розчин структура. Для зменшення імовірності утворення зварювальні тріщини в основному сплаві, напрямлених вздовж шва і поперечних – у зоні термічного впливу, потрібно виконувати дворазове старіння з метою додаткового зміцнення сплаву. Старіння виконується при температурах 300–400⁰С. Поверхні для проведення процесу термітного зварювання обов'язково попередньо зачищають і хімічно травлять. Сталі перед зварюванням для знежирення обробляють дихлоретаном.

Обговорення результатів дослідження. Термітне зварювання легованих сталей у 2–3 рази дорожче за традиційну технологію зварювання деталей. Економічний ефект досягається тільки в тому випадку, коли деталі необхідно зварювати в умовах відсутності звичайного зварювального обладнання, зовнішніх джерел енергії. У процесі зварювання досягається висока якість з'єднання за рахунок введення легуючих домішок і спеціальних інгредієнтів шихти, які регулюють швидкість охолодження зварюваного шва і зони термічного впливу. В результаті зварювання шов набуває структури і властивостей легованої сталі, про що свідчать результати експериментальних досліджень показані у табл. 3.

Висновки. 1. Теоретично й експериментально показана принципова можливість металотермічного виплавлення спеціальних високохромованих сталей з порошкових інгредієнтів. 2. Металотермічним способом отримано високохромовані термітні сталі аналоги промислових марок X17T, X25T і X28, при цьому у складі екзотермічної шихти для її синтезу застосовано залізу окалину (вторинний продукт термічного виробництва) та мливу алюмінієвої стружки (металорізального виробництва). 3. Встановлено механічні властивості синтезованих високохромованих сталей. Виявлено, що ці сталі мають міцність, навіть кращу, ніж сталі

виготовлені ординарними методами. 4. Розглянуті особливості проведення металотермічного виплавлення сталей, а саме вплив дисперсності порошкових елементів на процес горіння. 5. Досліджено можливості застосування термітного сплаву для зварювання легованих сталей, а також проведено аналіз властивостей отриманих зварних швів та вплив умов термітного зварювання на якість шва.

Список використаних джерел:

1. Фасонное литье из термитной стали [Текст] / Золковер М.З., Гридунов А.С., Быльницкий-Бируля С.О. и др. – М.: Дориздат. – 1950. – 48 с.
2. Жигуц, Ю.Ю. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.Ф. Лазар. — Ужгород : Видавництво «Інватор», 2014. — 388 с.
3. Жигуц Ю.Ю. Патент №2001106813. Екзотермічна суміш для живлення виливків з високолегованих сталей. – Бюл. – №9, – 2002.
4. Жигуц, Ю. Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу [Текст] / Ю. Жигуц, В. Широков // Машинознавство. — 2005. — № 4. — С. 48 - 50.
5. Жигуц, Ю.Ю. Использование термитных высоколегированных сталей для питания оливок / Ю.Ю. Жигуц, В.Ф. Лазар // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій : збірник наук. праць. — 2009. — № 8. — С. 173 - 178.
6. Пат. 20045 Україна, МПК B22C9/00. Металотермічний реактор / Жигуц Ю.Ю., Скиба Ю. Ю., Крайний І. І. заявник і патентовласник Ужгородський національний університет. — № u 2006 06530 ; заявл. 13.06.2006 ; опубл. 15.01.2007, Бюл. № 1.
7. Жигуц Ю. Ю. Вплив легування нікелем та хромом на структуру і властивості термітних сталей / Ю. Ю. Жигуц, Д. Ф. Чернега, В. В. Ковач // Збірник матеріалів XII Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», Київ, 15 квітня 2014 р. / [редкол.: В. С. Богушевський та ін.]. — К. : НТУУ «КПІ», 2014. — С. 406 - 414 с. — Режим доступу до збірн. : <http://www.fhotm.kpi.ua/labours/labours-2014.pdf>.

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 19.04.2017

УДК 621.9.06

Н.Т. Зубовецька

Луцький національний технічний університет

**ТЕОРЕТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ НАВАНТАЖУВАЛЬНИХ І ЕНЕРГЕТИЧНИХ
ХАРАКТЕРИСТИК ГАЗОГІДРАВЛІЧНИХ ІНЕРЦІЙНИХ ПІДШИПНИКІВ**

Наведено результати теоретичних та експериментальних досліджень газогідравлічних інерційних підшипників (ГГП). Математичне моделювання мащення ГГП ґрунтується на трьох типах моделей: гідростатичній, гідро- і газодинамічній, еластогазодинамічній. Встановлено, що працездатність ГГП з технічними параметрами в цілому вищими за аналогічні параметри підшипників інших типів.

Ключові слова: підшипник, високошвидкісний ротор, газовий, гідравлічний, роторна система.

Форм. 7. Рис. 4. Літ. 4.

Н.Т. Зубовецкая**ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАГРУЗОЧНЫХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ
ХАРАКТЕРИСТИК ГАЗОГИДРАВЛИЧЕСКИХ ИНЕРЦИОННЫХ ПОДШИПНИКОВ**

Приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований газогидравлических инерционных подшипников (ГГИП). Математическое моделирование смазки ГГИП основывается на трех типах моделей: гидростатическая, гидро- и газодинамическая, эластогазодинамическая. Установлено, что работоспособность ГГИП с техническими параметрами в целом выше за аналогичные параметры подшипников других типов.

Ключевые слова: подшипник, высокоскоростной ротор, газовый, гидравлический, роторная система.

N. Zubovetska**THE THEORETICAL RESEARCH OF LOADING AND POWER CHARACTERISTICS OF
THE GAS-HYDRAULIC INERTIAL BEARINGS**

The article sets out the results of a theoretical search of loading and power characteristics of the gas-hydraulic inertial bearings (GHIB) The mathematical design of greasing of GHIB is based on three types of models: hydrostatical, hydraulic, gas-dynamic and elastic. Both the capacity and the potential of technical characteristics of the HHIB on each level are defined in their ability to support high speed rotors. The capacity of HHIB is set with a range of technical thresholds as a whole with much higher similar thresholds of other types of bearings.

Keywords: bearing, high speed rotors, gas, hydraulic, rotor system.

Вступ. В умовах швидкого росту прогресу та техніки і розширення у зв'язку з цим областей застосування високошвидкісних роторних систем (ВШРС) відповідно зростає і рівень вимог, який висувається до них.

Підшипникові опори високошвидкісного ротора є однією з найвідповідальніших частин, які у значної мірі визначають технологічні властивості сучасних ВШРС. Вони відповідають за продуктивність, точність, надійність і економічність. В той же час опори сприймають у процесі роботи значні термічні, силові, швидкісні та інші навантаження. В залежності від технологічного призначення ВШРС до її опор ставляться вимоги, які враховують конкретні умови експлуатації, але загальними є високі вимоги щодо надійності, швидкохідності, вібростійкості, здатності сприймати значні статичні і динамічні навантаження.

В умовах швидкого росту прогресу та техніки і розширення у зв'язку з цим областей застосування ВШРС відповідно зростає і рівень вимог, який висувається до них.

Постановка проблеми. В проектуванні і експлуатації сучасних ВШРС можна відокремити дві основних проблеми:

1. Не вважаючи на високий технічний рівень проектування сучасних ВШРС причинами втрати ними працездатності в більшості випадків (до 80%) є вихід із ладу опор роторів.

2. Надзвичайно важко одночасно реалізувати у ВШРС високі і суперечливі вимоги щодо їх швидкохідності, навантажувальної здатності, вібростійкості та рівня енергетичних втрат. При цьому підвищення вимог до даної групи супроводжується зниженням надійності, тобто погіршенням п. 1.

Нажаль можливості суттєвого покращення характеристик опор відомих типів в даний час практично вичерпані. В межах даної роботи були досліджені області працездатності роторних підшипників різних типів [1, 2], які показали наявність «білих плям» в цих областях. На рис.1.

наведено області працездатності роторних опор, які розраховані для ряду характерних розмірів шийок підшипників.

В якості основних критеріїв працездатності підшипників були прийняті наступні показники: швидкохідність (dn); навантажувальна здатність W ; статична жорсткість J ; демпфіруюча здатність χ ; енергетичні витрати $N_{тр}$. Зручно розглядувати ці показники у складі безрозмірних критеріїв:

$$\pi_T = \frac{0,05 \cdot (dn) \chi}{Jd}; \pi_W = \frac{0,5 \cdot 10^{-4} (dn) W}{N_{TP}}, \quad (1)$$

де розмірності параметрів: (dn) , мм·хв⁻¹; χ – коефіцієнт в'язкого тертя (демпфування), Н·мкм⁻¹·с; J , Н·мкм⁻¹; N_{TP} , Вт; W , Н; числові коефіцієнти (рис. 1) для приведення параметрів до основних розмірностей системи СІ: кг, м, с.

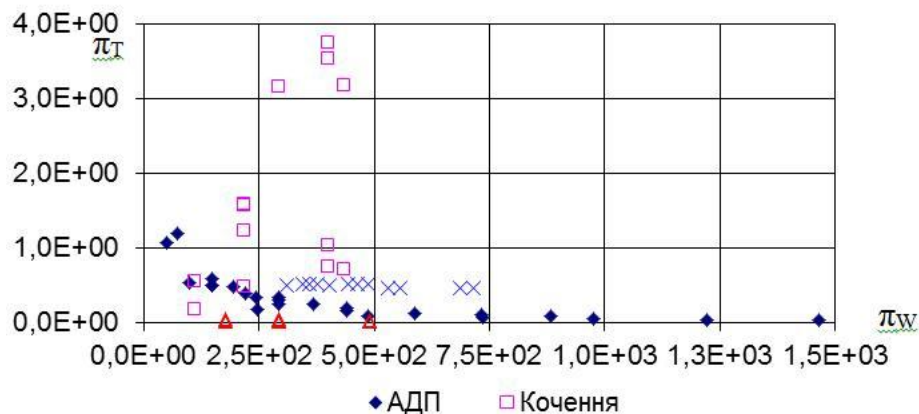


Рис. 1 - Сумісні області π_T - π_w для аеродинамічних (АДП), кочення, гідродинамічних (ГДП) і гідростатичних (ГСП) підшипників високошвидкісних роторів

Безрозмірним критеріям (1) і їх мультиплікативним складовим може бути наданий певний зміст: $(dn)/N_{TP}$ - вартість одиниці швидкохідності по втратах на тертя; π_w – безрозмірна навантажувальна здатність, віднесена до втрат на тертя; π_{Γ} – безрозмірна демпфувальна здатність, віднесена до втрат на тертя і одиниці діаметрального розміру, оскільки відношення X/J чисельно рівне другій постійній часу коливальної ланки і пропорційне постійній часу T_h демпфування опори [3]. По цих областях на рис.1 побудовано приблизну експоненційну граничну лінію областей працездатності сучасних роторних опор. Справа і зверху від цієї лінії і є ця «біла пляма». В той же час сучасні вимоги до ВШРС ставлять задачі створення підшипникових опор роторів, яким одночасно властиві висока навантажувальна здатність і демпфування за низьких втрат на тертя. Саме таке завдання розв'язувалось у цієї роботі.

Основний зміст. Для рішення поставленої задачі був розроблений новий тип роторного підшипника [3] - газогідравлічний інерційний підшипник (ГГПІ), схема якого показана на рис.2.

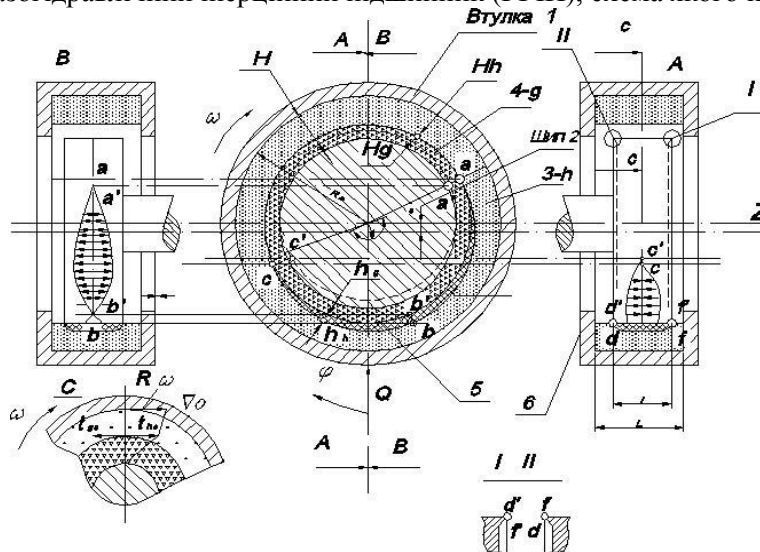


Рис. 2. Схема газогідравлічного інерційного підшипника

ГГП містить рухому (з можливістю обертального руху) гільзу 1, що встановлена із проміжком (ззором) на шийку нерухомого шипа 2. На торцевих поверхнях шипа 2 виконані конічні розточки, які утворюють з внутрішніми поверхнями гострі кромки 4. У проміжку (ззорі) між поверхнею шипа 2 і гільзою 1 розміщений кільцевий шар рідини 3 у попередньо розрахованій кількості, а також шар газу 4. В подальшому при позначеннях використовуються індекси для параметрів: g - газу; h - рідини.

Основні особливості теоретичної моделі ГГП: 1) робочим середовищем є двофазний розділений потік рідини і газу з невизначеною межею, при цьому квазітвердий шар рідини схожий на складний еластомер з можливістю колових деформацій; 2) рідинний шар не задовольняють рівняння Рейнольдса, оскільки переважаючими силами, які визначають потік рідини, є масові і інерційні.

Математичне моделювання мащення ГГП ґрунтується на трьох типах моделей: гідростатичній, гідро- і газодинамічній, еластогазодинамічній. Послідовне дослідження цих трьох моделей дозволило оцінити вклад окремих факторів в навантажувальні характеристики і втрати на тертя у підшипнику.

Для газового шару можна застосувати відому теорію газодинамічного мащення для підшипників безкінечної довжини. При цьому необхідно враховувати швидкісний фактор, який визначається параметром газового підшипника, числом стиснення[4]

$$\Lambda = \frac{300R_B\mu_g(dn)}{p_a H_g^2},$$

де μ_g – динамічний коефіцієнт в'язкості газу, Па·с; p_a – атмосферний тиск, чи тиск поза підшипником, Па.

При характерних значеннях параметрів ГГП: $dn = (0,5 \dots 5) \cdot 10^7$ мм·хв⁻¹; $H_g \approx (2 \dots 5) \cdot 10^{-6}$ мм; $R_B = 25$ мм; $p_a = 10^5$ Па; для повітря $\mu \approx 2 \cdot 10^{-5}$ Па·с параметр Λ має порядок 10^{10} . При $\Lambda \rightarrow \infty$ характеристики газодинамічного підшипника (навантажувальна здатність і статична жорсткість) визначаються відповідно за формулою:

$$W_g = 2\pi p_1 R_B l \left[\sqrt{\frac{1+\varepsilon_g}{1-\varepsilon_g}} - (1+\varepsilon_g) \right] \frac{1}{\varepsilon_g},$$

де $p_1 = p_a \sqrt{1+1,5\varepsilon_g^2} / (1+\varepsilon_g)$; $\varepsilon_g = e/H_g$ – відносний ексцентриситет в газовому прошарку;

l – довжина робочої частини підшипника.

Розглянуті характеристики газової складової мащення при малих ($\varepsilon_g \rightarrow 0$) і великих ($\varepsilon_g \rightarrow 0$) відносних зміщеннях, а також проведена оцінка впливу тангенціальних і відцентрових сил. Вантажопід'ємність газового шару визначається як для одноклинового газодинамічного підшипника з врахуванням тангенціальних відцентрових сил інерції при $\Lambda \rightarrow \infty$:

$$W_g = \frac{3\pi R_B l V_{c0}^2 p_a \rho_0}{10 p_0 \varepsilon_g} \left[\frac{1}{\sqrt{1-\varepsilon_g}} - 1 \right] \sqrt{1 + \frac{3}{2}\varepsilon_g^2}.$$

За визначених умов $J_{CTg} < J_{CTh}$, можна рахувати гідравлічний шар еластомером з жорсткістю по тиску J_{Ph} в радіальному напрямку від його вільної поверхні в глибину:

$$J_{Ph} = \frac{0,25 \cdot 10^{-8} \rho_h (dn)^2}{R_B^2}, \text{ Па} \cdot \text{м}^{-1},$$

де R_B , мм; ρ_h , кг·м⁻³.

За великих зміщень $\varepsilon_g \rightarrow 1$ деформація рідинного шару може виявитися порівнянною з величиною h_g газового прошарку, що обумовлює необхідність врахування цієї деформації.

До статичних характеристик шпиндельних підшипників відносяться: енергетичні – втрати потужності N_{TP} на тертя, або момент M_{TP} тертя; навантажувальні характеристики: навантажувальна здатність W і статична жорсткість J підшипника, при цьому вони визначаються відповідними характеристиками обох шарів мащення (W_h, W_g, J_h, J_g).

В залежності від умов мащення і режимів роботи жорсткість J_h шару h на 2-3 порядки вище за жорсткість J_g шару g , тобто шар h можна рахувати практично твердим. Тому при $\varepsilon_g < 0,5$ властивості ГГП співпадають з властивостями звичайного аеродинамічного радіального підшипника нескінченної довжини.

Відмінність є лише у факті гальмування вільної поверхні шару h при його взаємодії з шаром g (рис. 3). При $\varepsilon_g > 0$ колові сили взаємодії на межі розділу шарів g і h не рівномірні і залежать від кутової координати φ . За високошвидкісного колового русу шару h за рахунок його більшої інерційності і в'язкості, ніж для шару g , можна рахувати $V_h(\varphi) = \text{const}$, тобто не залежить від φ . При центральному положенні шипа w у втулці B (рис. 3) завдяки взаємогальмуванню частин шарів q і h на межі розділу шарів:

$$V_g = V_h = V_c = R_B \omega / (1 + \alpha_0),$$

де $\alpha_0 = \mu_g H_h (\mu_h H_g)$ - безрозмірний параметр змашувального шару ГГП (параметр взаємозгальмування), який характеризує відносний розподіл розсіяння енергії на тертя в шарах газу і рідини.

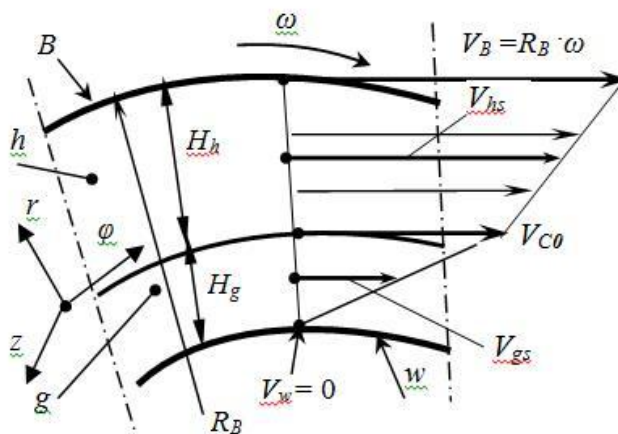


Рис. 3. Схема змащувального шару

Відношення на межі розподілу шарів g_{ih} колової швидкості при зміщенні $\varepsilon_g V_{ce}$ до V_c визначається з врахуванням взаємогальмування з формули:

$$\frac{V_{c\varepsilon}}{V_c} = \frac{1 + \alpha_0}{\frac{\alpha_0}{\sqrt{1 - \varepsilon_q}} + 1}.$$

Втрати потужності на тертя шарах q і h визначаються з формулою:

$$N_{TP_g}(\varepsilon_g) = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_g(T) V_{C\varepsilon_g}^2}{H_g} \cdot R_B \cdot L, \text{ BT}; N_{TP_h}(\varepsilon_g) = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_h(T) [0,5 \cdot 10^{-4} (dn) - V_{C\varepsilon_g}]^2}{H_h} \cdot R_B \cdot L, \text{ BT};$$

Розрахунковий аналіз показав, що в діапазоні $(dn) = 10^6 \dots 10^7 \text{ мм} \cdot \text{хв}^{-1}$:

1) відносне гальмування ($V_{ce}/\omega R_B$) на межі шарів g і h більш проявляється зі зменшенням товщини і збільшенням в'язкості шару h , тому з метою підвищення швидкохідності слід обирати рідинну складову мащення з мінімальною в'язкістю; 2)

2) сумарні втрати потужності на тертя практично відбуваються за рахунок втрат тільки в газовому шарі.

Досягнутою швидкістю за обраних параметрів ГГП слід рахувати $(dn) = (0,7...0,8) \cdot 10^7$ мм·хв.⁷, оскільки при цьому настає турбулентний режим ($Re_g > Re_{гкр}$), і прийнята модель течії в газовому шарі не правомірна. Порівняльні розрахунки були проведені при таких самих параметрах, але в якості рідини використовувався гас, який має меншу в'язкість і густину. При зменшенні в'язкості рідини фактор гальмування $V_{ce}/(R_B \omega)$ на межі розділу шарів стає більш помітним. Тому статичні жорсткості J_{CTg} і J_{CTg} обох шарів зменшуються, але зменшуються і сумарні втрати на тертя за рахунок зменшення N_{TPg} , а втрати N_{TPh} в рідинному шарі стають порівняльними з втратами в газовому шарі. Аналогічний ефект дає і збільшення товщини рідинного шару.

За отриманими математичними моделями було проведено комп'ютерне моделювання станичних характеристик ГГП (рис. 4). В якості змашувальних середовищ було обрано гас (шар h) і повітря (шар g) за робочої температури 70°C і робочому тиску $p_g = 0,1$ Мпа. Геометричні параметри ГГП: $d = 60$ мм; $L = 30$ мм. При збільшенні H_h навантажувальні характеристики в цілому зменшуються, а статична жорсткість $J_{\text{ст}}$ при збільшенні ε_g має максимум. При зазначених

умовах вона може бути навіть від'ємною. Тому для прийнятих параметрів ГГП доцільно обмежувати зовнішнє навантаження величиною, яка відповідає піку характеристики $J_g(\varepsilon_g)$ на рис. 4, б. Для стабільної додатної жорсткості за будь-яких зміщеннях ε_g необхідно забезпечити товщину H_h рідинного шару не більше якогось мінімально допустимого значення. У даному випадку товщина рідинного шару $H_h < 0,4$ мм.

Проведений аналіз показав, що енергетичні і навантажувальні властивості ГГП відповідають вимогам, що ставляться до опор верстатних шпинделів високошвидкісної обробки: висока швидкохідність ($dn > 10^7$ мм·хв⁻¹) і висока статична жорсткість ($J_\Sigma \approx 0,5 \cdot 10^3$ Н/мм за порівняльно малої потужності на тертя $N_{TP\Sigma} \approx 1,2$ кВт). При цьому можна управляти статичними енергетичними і навантажувальними характеристиками підшипника за рахунок підбору оптимального для заданих умов співвідношення між H_h і H_g , а також фізичних параметрів складових компонентів змащувального середовища. За співвідношенням навантажувальних і енергетичних характеристик властивості запропонованого нового способу змащування є унікальними. За рахунок перерозподілу тертя між шарами рідини і газу вдається досягнути високих значень сумарної статичної жорсткості за порівняльно малих втратах потужності на тертя.

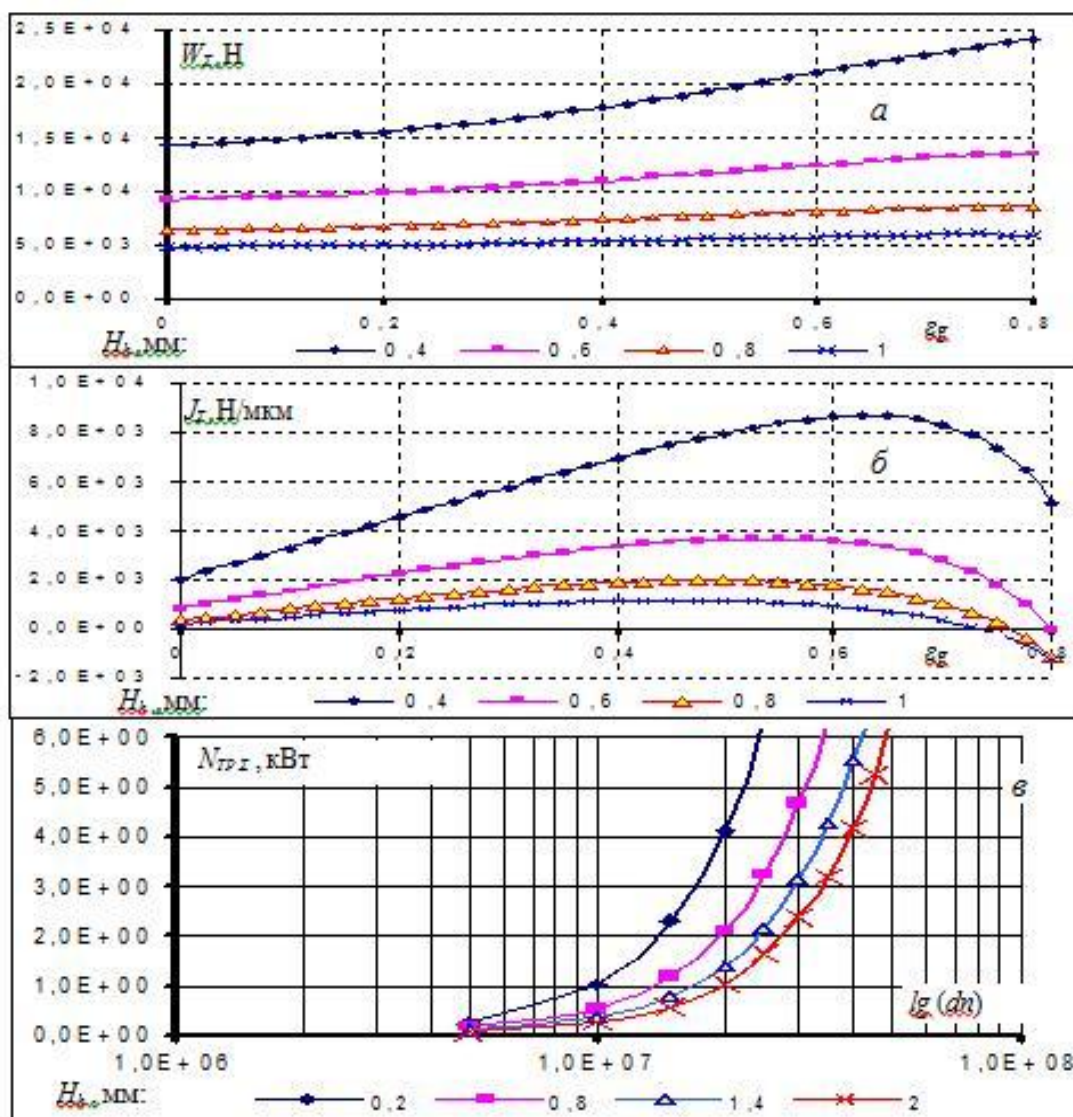


Рис. 4 – Залежності W_Σ (а) і J_Σ (б) від відносного ексцентриситету ε_g при $dn = 10^7$ мм·хв⁻¹; $N_{TP\Sigma}$ (в) від (dn) при $H_h = 0,2 - 2,0$ мм і $\varepsilon_g = 0,1$; мащення - повітря і гас.

Висновки. Проведений теоретичний аналіз статичних характеристик ГГП показав наступне:

1. Обґрунтовано працездатність і можливість досягнення необхідного рівня технічних характеристик газогідравлічних інерційних підшипників як опор високошвидкісних роторів.

Встановлена працездатність ГГП з технічними параметрами в цілому вищими за аналогічними параметрами підшипників інших типів.

2. Розроблені математичні моделі розрахунку основних енергетичних, статичних і динамічних навантажувальних характеристик ГГП.

3. Визначено, що основні втрати потужності на тертя в ГГП відбуваються в газовому шарі тому, що в шарі рідини середня швидкість її частин практично рівна швидкості на поверхні втулки; значні втрати відбуваються в газовому шарі у зв'язку із великими деформаціями цього шару за підвищенні температури; оптимальний газовий прошарок визначається межею переходу від ламінарного режиму потоку до турбулентного; при використанні в якості газового мастила повітря прийнятними можна рахувати втрати на тертя за швидкохідності dn , яка лежить в межах від $5 \cdot 10^6$ до $1 \cdot 10^7$ мм·хв⁻¹. При зменшенні в'язкості рідини фактор гальмування $V_c/(R_B \omega)$ на межі розділу шарів стає більш помітним, тому статичні жорсткості J_{CTg} і J_{CTh} обох шарів зменшуються, але зменшуються і сумарні втрати на тертя за рахунок зменшення N_{TPg} , а втрати N_{TPh} в рідинному шарі стають порівняльними з втратами в газовому шарі. Аналогічний ефект дає збільшення товщини рідинного шару H_h .

4. Енергетичні і навантажувальні властивості ГГП відповідають вимогам, що ставляться до опор високошвидкісних роторів: висока швидкохідність (dn до 10^7 мм·хв⁻¹) і висока статична жорсткість за порівняно малих втратах потужності на тертя. При цьому можна управляти статичними енергетичними і навантажувальними характеристиками підшипника за рахунок підбору оптимального для заданих умов співвідношення між H_h і H_g , а також фізичних параметрів складових компонентів змащувального середовища.

Списк використаних джерел

1. Захаров П.О., Гордєєв О.Ф., Гірський І.Р. Спосіб змащування. Патент України на винахід № 25413А від 30.10.1998.
2. Захаров П.О., Ткачук М.П., Місюк В.М. Гідрогазовий підшипник. Патент України на корисну модель № 714 від 15.02.2001. Бюл. №1.
3. Зубовецька Н.Т. Навантажувальна здатність і енергетичні характеристики високошвидкісних радіальних газо-гідролічних інерційних підшипників: дисертація кандидата технічних наук: 26.05.10 / Зубовецька Наталія Тарасівна. – Луцьк., 190 с.
4. Шейнберг С.А. Опоры скольжения с газовой смазкой / С.А. Шейнберг, В.П. Жедь, М.Д. Шишеев. – М.: Машиностроение, 1969. – 336 с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 666.189.212:532.5

С.Г. Іваницький, М.Б. Штерн, Ю.М. Чувашов

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України

ВПЛИВ КРИСТАЛІЗАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ БАЗАЛЬТОВИХ РОЗПЛАВІВ ПРИ ФОРМУВАННІ НЕПЕРЕРВНИХ ВОЛОКОН НА ЇХ МІЦНІСТНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Відзначається роль впливу кристалізаційних властивостей базальтових розплавів в процесі отримання неперервних волокон на їх міцність. Ці властивості характеризують температура верхньої межі кристалізації і криві Таммана, що якісно описують температурні залежності швидкостей утворення центрів кристалізації і росту кристалів при охолодженні розплавів. Близьке взаємне розташування максимумів цих швидкостей характеризує велику кристалізаційну здатність розплаву. Для оцінки часу кристалізації, тобто часу проходження скломасою області від температури верхньої межі кристалізації до температури склування використовується математична модель, що описує процес витягування волокна. Встановлено, що найбільша міцність волокна досягається за умов, коли час кристалізації мінімальний, що пояснюється зниженням кількості мікродфектів.

Ключові слова: базальтовий розплав, час кристалізації, неперервне волокно, міцність, параметри процесу формування.

С.Г. Иваницкий, М.Б. Штерн, Ю.Н. Чувашов

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ СВОЙСТВ БАЗАЛЬТОВЫХ РАСПЛАВОВ ПРИ ФОРМОВАНИИ НЕПРЕРЫВНЫХ ВОЛОКОН НА ИХ ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Отмечается роль влияния кристаллизационных свойств базальтовых расплавов в процессе получения непрерывных волокон на их прочность. Эти свойства характеризуют температура верхнего предела кристаллизации и кривые Таммана, качественно описывающие температурные зависимости скоростей образования центров кристаллизации и роста кристаллов при охлаждении расплавов. Близкое взаиморасположение максимумов этих скоростей характеризует высокую кристаллизационную способность расплава. Для оценки времени кристаллизации, т.е. времени прохождения стекломассой области кристаллизации между температурами верхнего предела кристаллизации и стеклования используется математическая модель, описывающая процесс вытягивания волокна. Установлено, что наибольшая прочность волокна достигается при условиях, когда время кристаллизации минимально, что объясняется снижением количества микродефектов.

Ключевые слова: базальтовый расплав, время кристаллизации, непрерывное волокно, прочность, параметры процесса формования.

S. Ivanitsky, M. Shtern, Ju. Chuvashov

EFFECT OF CRYSTALLIZATION PROPERTIES OF BASALT MELTS ON STRENGTH CHARACTERISTICS OF CONTINUOUS FIBER IN THE DRAWING PROCESS

The role of the influence of various factors on the strength of basalt fibers is considered in the article. It is noted the importance of studying the features of the process of obtaining continuous fibers and the influence of the crystallization properties of melts on it. It is noted that the crystallization capacity of basaltic melts is characterized by the temperature of the upper limit of crystallization and the Tammann curves qualitatively describing the temperature dependences of the rate of formation of the crystallization centers and crystal growth rate passing through the maxima. The closer these maxima are located, the more microcrystals of critical size are formed in the melt as it cools from the temperature of the upper limit of crystallization to the glass transition temperature. It is important to estimate the cooling rate or the transit time of the glass mass of this crystallization region. To do this, a mathematical model is used that describes the process of drawing the fiber under different operating parameters. It was found that the greatest fiber strength is achieved under conditions when the residence time of the melt in the crystallization region is minimal, which is explained by the decrease in the number of microdefects.

Key words: basalt melt, crystallization time, continuous fiber, strength, molding parameters.

Постановка проблеми. В последнее время большое внимание уделяется перспективным экологически безопасным композиционным материалам, которые имеют комплекс позитивных свойств, большие объемы потребления и разнообразные сферы использования. Одной из важнейших задач, направленных на повышение технических характеристик композиционных материалов, является поиск путей снижения концентрации дефектов, создаваемых в результате зарождения и последующего роста кристаллов на стадии формирования волокон. Именно на этой стадии образуются микроскопические кристаллические зародыши, которые постепенно, на протяжении месяцев эксплуатации волокна в составе композитов возрастают до критических размеров, что уменьшает прочность волокон и сокращает время их использования.

Появление в стекломассе дефектов, ответственных за уменьшение прочности волокна в процессе формования обусловлено совокупным влиянием ряда факторов, которые в определенной степени можно считать взаимосвязанными.

Анализ последних достижений и публикаций. Помимо технологических факторов, связанных с механической повреждаемостью волокон на конечной стадии их получения при наматывании на бобину, на прочность волокон влияют также факторы, обусловленные микронеоднородностью структуры расплавов стекол из которых получают волокна: химический состав, условия получения и кристаллизационные свойства.

Рассмотрим роль влияния этих факторов. Так химический состав базальтовых стекол, полученных из пород определенных месторождений, определяет их свойства а, следовательно, и прочность полученных из них волокон. В литературе [1,2] приводятся данные о влиянии содержания отдельных оксидов (SiO_2 , Al_2O_3 , Fe_2O_3 , FeO , MgO , Na_2O , K_2O) многокомпонентных силикатных стекол, в том числе и базальтовых, на повышение или понижение прочности получаемых из них волокон. Однако нет однозначного ответа о взаимосвязанном влиянии всех оксидов входящих в химический состав определенного базальтового стекла на прочность получаемых из него волокон.

Условия получения стекол из базальтов оказывают следующее влияние на прочность волокон. Повышение температуры и длительности варки базальта в печи приводит к повышению прочности получаемых из него волокон [2,3]. Это можно объяснить тем, что такой режим обеспечивает высокий уровень гомогенизации расплава с минимальным содержанием кристаллических микронеоднородностей. При этом происходит разрушение кристаллической решетки и увеличивается количество аморфной фазы в расплаве, что расширяет температурный интервал выработки, а также обеспечивает практически бездефектную поверхность непрерывных волокон и их повышенную прочность. Важную роль при этом играет и интервал плавления базальтовых пород, который должен быть по возможности ниже.

Прочность силикатных волокон повышается с уменьшением диаметра волокна, а причины такой зависимости до сих пор являются предметом дискуссии [1,2,4,5].

Независимо от химического или минералогического состава силикатного сырья и от температурно-временных условий его плавления интенсивное охлаждение расплава на стадии формования приводит к повышению прочности волокна. Физическая природа этого фактора влияния на структурно-механические показатели волокна по настоящее время обсуждается в литературе [1,6], а обоснование оптимальных режимов охлаждения расплава является одним из основных направлений исследований в области производства непрерывных волокон [2,3,5]. С.Ито и Т.Танигучи [6] высказали гипотезу, что высокая прочность тонких стеклянных волокон связана с увеличением скорости охлаждения расплава и, соответственно, повышением температуры стеклования при уменьшении диаметра вырабатываемого волокна, благодаря чему к моменту начала стеклования решетчатая структура недостаточно полимеризована. Как следствие, стекломасса в зоне стеклования менее уплотненная и обладает большей текучестью, что приводит к существенному сокращению времени релаксации напряжений и замедлению скорости роста дефектов и трещин критического размера.

Однако даже после длительной высокотемпературной варки в печи расплавленная стекломасса после выхода из фильеры в форме струи способна кристаллизоваться. В технологии получения непрерывных базальтовых волокон способность стекол к кристаллизации является негативным фактором, т.к. приводит к потере прочности волокон за счет образования большого количества кристаллических дефектов [2,3]. Поэтому на стабильность процесса волокнообразования и на структурно-механические характеристики непрерывных стеклянных и базальтовых волокон большое влияние оказывают кристаллизационные свойства стекломассы.

Кристаллизационные свойства при охлаждении расплавов характеризуются температурой верхнего предела кристаллизации $T_{\text{впк}}$ (температурой ликвидуса) и двумя независимыми процессами: скоростью образования центров кристаллизации $I_{\text{цк}}$ и скоростью роста кристаллов $w_{\text{рк}}$. На рисунке 1 представлен характер зависимостей $w_{\text{рк}} = f(T_l)$ и $I_{\text{цк}} = f(T_l)$ для силикатных расплавов, соответствующих кривым Таммана [1,7,8]. Скорость каждого из этих процессов проходит через максимум, обусловленный конкуренцией двух факторов - склонностью переохлажденного расплава к кристаллизации при понижении температуры и одновременным увеличением вязкости. Такие зависимости для конкретного силикатного расплава при охлаждении можно получить только путем сложных и чрезвычайно трудоемких экспериментов, поскольку методы точного расчета кристаллизационных характеристик стекол пока еще не разработаны [1,8]. Физическое обоснование кривых Таммана применительно к синтетическим стеклам содержится в работах [4,7,8].

Очевидно, что в области температур $T_l > T_{\text{впк}}$ кристаллизация отсутствует и, следовательно, температура $T_{\text{впк}}$ ограничивает сверху зону формирования, в которой могут образовываться кристаллические дефекты. В центральной области зоны формирования ($T_{\text{впк}} \leq T_l < T_{gl}$) процесс кристаллизации может развиваться, так как в каждом сечении струи стекломассы температура соответствует равновесному состоянию. В конце зоны формирования ($T_l \rightarrow T_{gl}$) кристаллизация практически прекращается из-за быстрого нарастания вязкости и фиксации замороженной аморфной структуры [1,3]. Для расплавов силикатных стекол максимум кривой $I_{\text{цк}} = f(T_l)$ находится вблизи температуры стеклования T_{gl} [8].

Кристаллизационная способность стекол, которая схематически представлена в нижнем ряду рис.1, определяется произведением вероятностей одновременных процессов зарождения и роста кристаллов в зоне формирования, что соответствует площади заштрихованной области на рисунке. Чем ближе расположены максимумы обеих кривых и чем большая площадь охватывается одновременно кривыми $w_{\text{рк}} = f(T_l)$ и $I_{\text{цк}} = f(T_l)$, тем большее число микрокристаллов критического размера образуется в расплаве при его охлаждении от $T_{\text{впк}}$ до T_{gl} и тем выше его кристаллизационная способность (рис.1-а). Если же максимумы кривых сильно раздвинуты и

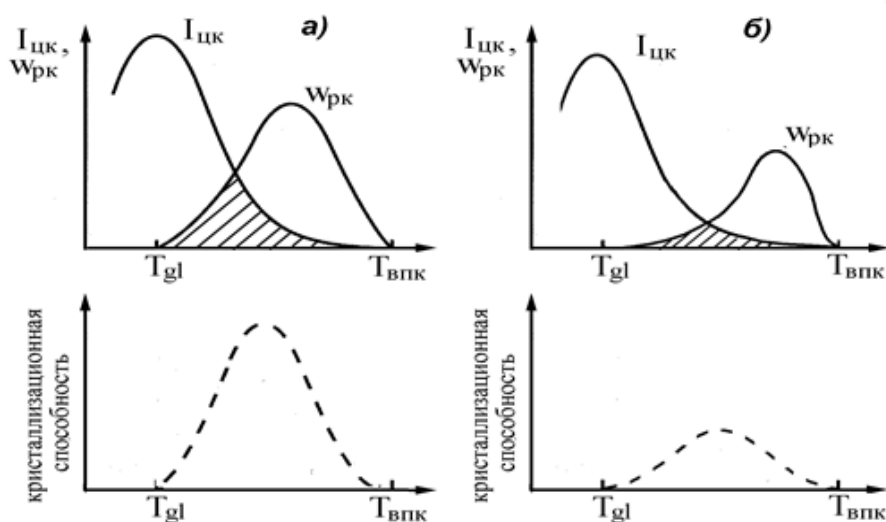


Рис.1. Схематическое представление зависимостей от температуры силикатных расплавов скорости образования центров кристаллизации $I_{\text{цк}} = f(T_l)$ и линейной скорости роста кристаллов $w_{\text{рк}} = f(T_l)$ (кривые Таммана) и величины кристаллизационной способности.

Заштрихованная площадь соответствует области интенсивного зарождения и роста микрокристаллов в стекломассе и появлению кристаллических дефектов.

а) Максимумы кривых Таммана взаимно сближены, что обуславливает высокую кристаллизационную способность стекломассы

б) Максимумы кривых Таммана взаимно удалены, что определяет низкую кристаллизационную способность стекломассы.

площадь заштрихованной области уменьшается (рис.1-б), следовательно, кристаллизационная способность расплава невелика, кристаллизация затруднена и из такого расплава может формироваться волокно практически без микрокристаллов. Кривые Таммана могут быть использованы только для качественной оценки кристаллизационной способности стекол различных составов. В действительности, число микрокристаллов, образовавшихся в расплаве после выхода из фильеры, зависит не только и не столько от ширины температурного интервала $T_{\text{впк}} \div T_{gl}$, сколько от времени прохождения стекломассой этого интервала, что связано со скоростью охлаждения расплава от температуры $T_{\text{впк}}$ до температуры T_{gl} . Как известно [4], при

охлаждении струи базальтового расплава, вследствие быстрого нарастания вязкости, тепловое движение частиц затормаживается и кристаллические решетки минералов, требующие для своей постройки определенного времени и подвижности частиц, не успевают сформироваться.

Постановка задачи. В данной работе ставится цель установить связь между кристаллизационными свойствами базальтовых расплавов, с учетом их теплофизических и реологических характеристик, и режимными параметрами формования из них волокон с высокой прочностью. При этом следует учитывать, что прочность волокна зависит от количественного содержания в стекломассе дефектов, появившихся в результате образования кристаллических зародышей и их последующим ростом до критического размера за интервал времени $\Delta\tau_{кр}$. Этот временной интервал, за который струя проходит расстояние после выхода из фильеры, соответствует температурной области кристаллизации, верхняя граница которой равна температуре $T_{впк}$, а нижняя граница - температуре стеклования T_{gl} .

Исследования проводились для того же базальтового расплава и в том же интервале режимных параметров, что и в работе [9]. Значение $T_{впк}$ для этого базальта, определялось экспериментальными методами и составляет 1240°C. Для аналитической оценки величины температуры T_{gl} применительно к получению стеклянных волокон используется уравнения Бартенева, описывающего зависимость температуры стеклования силикатных расплавов от скорости их охлаждения [8]. На основании этого уравнения и анализе релаксационных процессов в стекломассе при охлаждении была проведена оценка температуры стеклования T_{gl} для расплава данного базальта при диаметре волокна d_e порядка 9-10 мкм в интервале начальных температур T_{l0} от 1400°C до 1450°C, при различных уровнях расплава в питателе H . Значения температур стеклования T_{gl} находятся в интервале 980-1050°C.

Для решения задачи по определению времени прохождения области кристаллизации $\Delta\tau_{кр}$ базальтовым расплавом использовались математическая модель, описанная в работе [9]. Результаты расчетов приведены на рис.2, из которого видно, что $\Delta\tau_{кр}$ уменьшается с повышением начальной температуры T_{l0} и высоты уровня расплава в питателе H при постоянном диаметре волокна. Диаметр фильеры также влияет на величину $\Delta\tau_{кр}$.

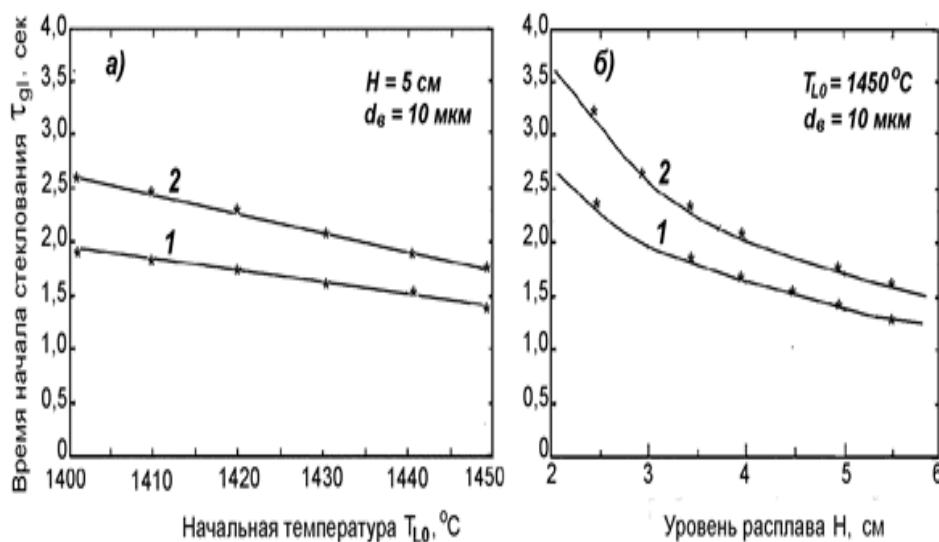


Рис.2. Длительность пребывания стекломассы базальта в зоне кристаллизации $\Delta\tau_{кр}$ в зависимости от режимных параметров формования волокна (а) начальной температуры T_{l0} при $H=5$ см и $d_e=10$ мкм и (б) от уровня расплава H при $T_{l0}=1450^\circ\text{C}$ и $d_e=10$ мкм для двух значений диаметра фильеры d_f : 1 - 2,2 мм; 2 – 1,8 мм.

Выводы. Ранее нами, в работе [9], было показано, что скорость охлаждения базальтового расплава в процессе формирования непрерывных волокон сильно нарастает при приближении его температуры к области стеклования и достигает максимума при температуре T_{gl} . При этом было установлено, что наибольшее значение этот максимум скорости охлаждения достигает при таком режиме формирования волокна когда начальная температура T_{i0} и уровень расплава H в питателе наибольшие, а диаметр волокна при этом минимальный.

При этом установлено, что прочность волокон возрастает в зависимости от тех же режимных параметров, что и скорость охлаждения. Диаметр волокна связан со скоростью его вытягивания. Поскольку прочность базальтовых и стеклянных волокон зависит от их диаметра сильнее, чем от других режимных параметров, то при анализе влияния этих параметров на прочность, необходимо рассматривать волокна одинакового диаметра.

По результатам данной работы можно сделать вывод, что условия формирования непрерывных волокон, при которых, время пребывания расплава в области кристаллизации $\Delta\tau_{кр}$ минимально соответствуют тем, при которых наблюдается наибольшая скорость охлаждения при температуре T_{gl} и, соответственно, максимальная прочность волокон. Это можно объяснить тем, что при высоких скоростях охлаждения сужается область кристаллизации и уменьшается время прохождения этой области расплавом. Следовательно, уменьшается его кристаллизационная способность и кристаллические микродефекты при этом не успевают развиваться. Это обеспечивает повышение механической прочности волокна.

Список использованных источников

1. Гутников С.И. Стеклянные волокна / С.И. Гутников, Б.И. Лазорак, А.Н. Селезнев – М.: Изд. МГУ, 2010. – 53 с.
2. Джигирис, Д.Д. Основы производства базальтовых волокон и изделий. / Д.Д. Джигирис, М. Ф. Махова – М.: Теплоэнергетик, 2002. – 416 с.
3. Новицкий А.Г. Особенности технологического процесса получения базальтового непрерывного волокна: докл. X Всеросс. научно-практ. конф. «Техника и технология производства теплоизоляционных материалов из минерального сырья» / А.Г. Новицкий, М.В. Ефремов // Бийск: БТИ АлтГТУ, 2010. – С.16-20.
4. Додис Г.М. Структура расплава из базальтовых горных пород / Г.М. Додис, И.В. Кудинова // Manas Universitesi Fen Bilimler Dergisi. – 2001. – №1. – р.1–17.
5. Буянтуев С.Л. Исследование физико-химических свойств минеральных волокон полученных с помощью электромагнитного технологического реактора / С.Л. Буянтуев, А.С. Кондратенко // Вестн. ВСГУТУ (Вост.-Сиб. гос. ун-та технологий и управления) – 2013. – № 5 (44). – с.123–129.
6. Ito S. Effect of cooling rate on structure and mechanical behavior of glass by MD simulation / S. Ito., T. Taniguchi // J. Non Cryst. Solids. – 2004. – Vol.349, pp.173–174.
7. Залкинд И.Я. Огнеупоры и шлаки в металлургии / И.Я. Залкинд, Ю.В. Троянkin. – М, 1964. – 288 с.
8. Немилов С.В. Оптическое материаловедение. Физическая химия стекол. / С.В. Немилов – СПб., 2009. – 113 с.
9. С.Г. Иваницкий, М.Б. Штерн, Ю.Н. Чувашов. Влияние скорости охлаждения базальтовых расплавов на прочность непрерывных волокон в процессе их формирования. // Наукові нотатки Луцького державного університету. Міжвузівський збірник. – ЛДТУ. – Луцьк. – 2013. – Вип.41(1). – с.92-98.

Рецензент:

Максименко Андрій Леонідович, ведучий науковий співробітник Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ, д.т.н.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 669.15-192.017:621.357.7

Є.В. Колесник¹, Г.А. Баглюк²Дніпровський державний технічний університет¹Інститут проблем матеріалознавства НАН України²**ОСОБЛИВОСТІ МОРФОЛОГІЇ ЕЛЕКТРОКРИСТАЛІЗОВАНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА РІЗНИХ КОМПОНЕНТНИХ ГРУП**

Визначено вплив легуючих елементів на морфологію покриттів систем Fe-Cr, Fe-Ni, Fe-Mn, Fe-Zn, Fe-Sn, Fe-Cu, електроосаджених з сульфатного електроліту. Показано формування дрібнокристалічної структури поверхні, подібної до структури електрокристалізованого заліза без легування, у сплавах Fe-Cr та Fe-Mn, формування специфічної сферолітної структури у сплавах Fe-Ni, утворення рівновісних кристалів у сплавах Fe-Cu та початковому шарі сплавів Fe-Sn, формування специфічних рельєфних утворень у сплавах Fe-Zn.

Ключові слова: електрокристалізований сплав, покриття, морфологія, легування, кристал, електроліт.

Ye.V. Kolesnyk, G.A. Bagliuk

THE FEATURES OF MORPHOLOGY FOR ELECTROCRYSTALLIZED COATINGS ON THE BASIS OF IRON ALLOYS OF DIFFERENT COMPONENT GROUPS

The influence of alloying elements on the morphology of Fe-Cr, Fe-Ni, Fe-Mn, Fe-Zn, Fe-Sn, Fe-Cu coatings electrodeposited from sulfate electrolyte is determined. It is shown the formation of fine-crystalline surface structure, similar to the structure of electrocrystallized iron without alloying, in Fe-Cr and Fe-Mn alloys, the formation of specific spherulite structure in Fe-Ni alloys, the formation of equiaxial crystals in Fe-Cu alloys and in the initial layer of Fe-Sn alloys, the formation of specific relief structures in Fe-Zn alloys.

Key words: electrodeposited alloy, coating, morphology, alloying, crystal, electrolyte.

Е.В. Колесник, Г.А. Баглюк

ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА РАЗНЫХ КОМПОНЕНТНЫХ ГРУПП

Определено влияние легирующих элементов на морфологию покрытий систем Fe-Cr, Fe-Ni, Fe-Mn, Fe-Zn, Fe-Sn, Fe-Cu, электроосажденных из сульфатного электролита. Показано формирование мелкокристаллической структуры поверхности, подобной структуре электрокристаллизованного железа без легирования, в сплавах Fe-Cr и Fe-Mn, формирование специфической сферолитной структуры в сплавах Fe-Ni, образование равноосных кристаллов в сплавах Fe-Cu и начальном слое сплавов Fe-Sn, формирование специфических рельефных образований в сплавах Fe-Zn.

Ключевые слова: электрокристаллизованный сплав, покрытие, морфология, легирования, кристалл, электролит.

Вступ. Електрокристалізоване залізо використовують у промисловості, зокрема, як покриття для відновлення розмірів та одночасного поверхневого зміцнення зношених сталевих деталей машин різного призначення [1].

Хоча такі покриття, одержані способом електроосадження, мають достатню (значно підвищену у порівнянні із залізом та сталями металургійного походження) твердість та зносостійкість, подальше підвищення комплексу властивостей є актуальною задачею для поліпшення довговічності деталей машин, що працюють в умовах тертя та зношування. Одним із шляхів поліпшення властивостей таких покриттів є легування електрокристалізованого заліза металевими елементами – хромом, нікелем, марганцем, цинком та іншими [1, 2], хоча це і може становити деякі технологічні складнощі через різні швидкості електроосадження цих металів у порівнянні із залізом.

Авторами цієї роботи, а також попередніми дослідниками, проводилась певна робота щодо вивчення морфології та інших структурних параметрів електрокристалізованого заліза та сплавів на його основі. Так, питання формування морфології електрокристалізованого заліза без легування обговорюються, зокрема, в роботах [3, 4], сплавів Fe-Cr – [5-10], Fe-Ni – [7-9, 11-13], Fe-Mn – [14, 15], Fe-Sn – [16, 17], Fe-Cu – [18, 19]. Численні роботи присвячені електрокристалізованим сплавам Fe-Zn. Зокрема, попередні дослідження авторів цієї статті щодо впливу цинку на структуроутворення електрокристалізованого заліза представлені працями [20, 21].

Проте становить подальший науковий та практичний інтерес порівняльний аналіз впливу основних легуючих елементів на формування електрокристалізованих покриттів сплавами на основі заліза, одержаних в однакових умовах електроосадження з використанням одного типу електроліту.

Метою цієї роботи було встановлення і порівняльний аналіз впливу легуючих елементів на морфологію покриттів систем Fe-Cr, Fe-Ni, Fe-Mn, Fe-Zn, Fe-Sn, Fe-Cu, електроосаджених з економічного сульфатного електроліту.

Матеріали та методика дослідження. Покриття завтовшки від 15 до 150 мкм осаджували на сталевий лист 08кп з електроліту складу: $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ – 400 г/л, $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ – 100 г/л, $\text{pH} = 2-3$, в який додатково вводили легуючі елементи у вигляді відповідних сульфатів у кількості від 1 до 40 г/л (у перерахунку на іони металу). Параметри процесу електролізу: щільність струму 10 А/дм², температура електроліту 55-57°C, анод – розчинний залізний. Товщину покриттів визначали гравіметричним та контролювали мікроскопічним методами. Морфологію поверхні покриттів досліджували методом растрової електронної мікроскопії (РЕМ-106И), визначення розмірів структурних складових здійснювали спеціально розробленим методом автоматизованого визначення розміру кристалів в електрокристалізованих матеріалах [22], який містить декілька операцій цифрової обробки електронно-мікроскопічних зображень поверхні з використанням полосно-пропускнуго фільтру (що базується на швидкому перетворенні Фур'є), Watershed-алгоритму та розбиття Вороного.

Результати досліджень та їх обговорення. Експериментально встановлено, що морфологія покриттів електрокристалізованим залізом без легування, одержаних з обраного сульфатного електроліту, при товщині до 15 мкм представлена здебільшого дрібними кристалами нерівновісної форми. Збільшення товщини до 50 мкм приводить до формування у покриттях більш рівновісних та компактно розташованих кристалів з чітким огрануванням (рис. 1).

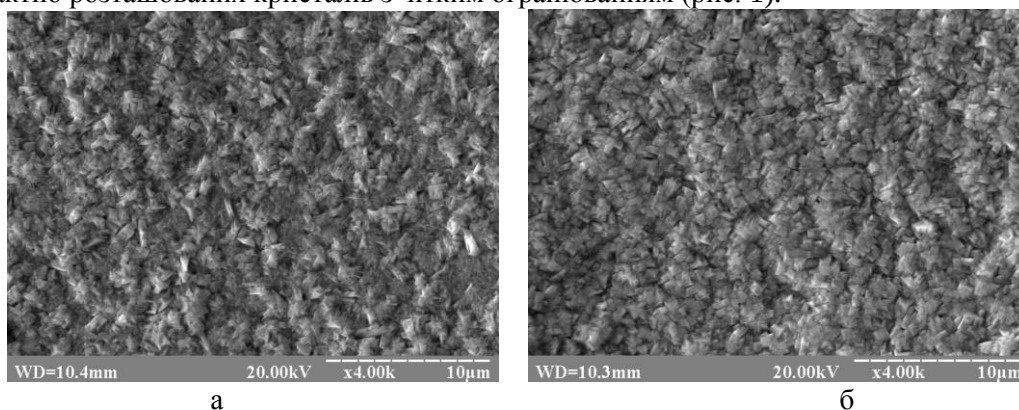


Рис. 1. - Морфологія покриттів електрокристалізованим залізом різної товщини:
а – 15 мкм; б – 50 мкм

Морфологія поверхні сплавів Fe-Cr, електроосаджених з електроліту з концентрацією хрому 1 г/л, відрізняється високою дисперсністю і представлена переважно дрібними кристалами без чіткого огранування, розміри яких не перевищують 1 мкм. Збільшення концентрації хрому до 5 г/л супроводжується деяким збільшенням середнього розміру кристалів і утворенням відносно великих конгломератів таких кристалів. Проте, така структура, виглядаючи більш крупнокристалічною у порівнянні зі структурою електрокристалізованого заліза, насправді складається з більш дрібних кристалів, утворюючих конгломерати. Подальше збільшення концентрації хрому до 10 та 20 г/л приводить до деякого збільшення розмірів кристалів та утворюваних ними конгломератів (рис. 2, рис. 3), а при концентрації 40 г/л в структурі поверхні сплавів з'являються окремі огранені крупні кристали, розміри яких перевищують 1 мкм.

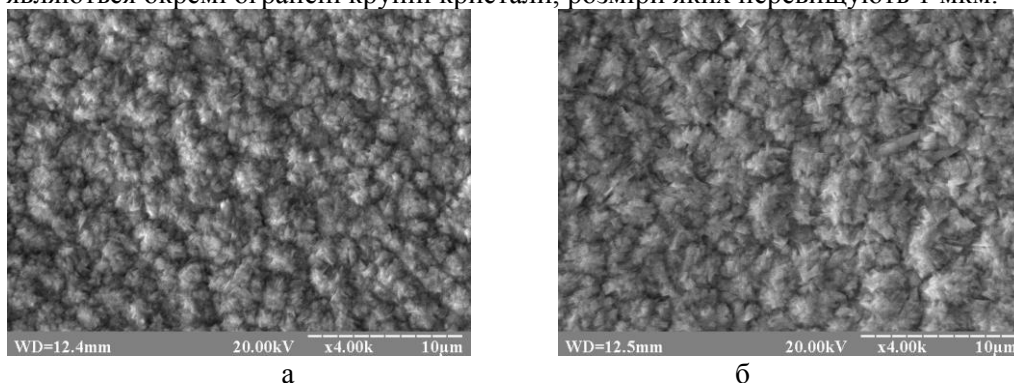


Рис. 2. - Морфологія покриттів Fe-Cr (50 мкм), електроосаджених з електролітів з концентрацією хрому: а – 10 г/л; б – 20 г/л

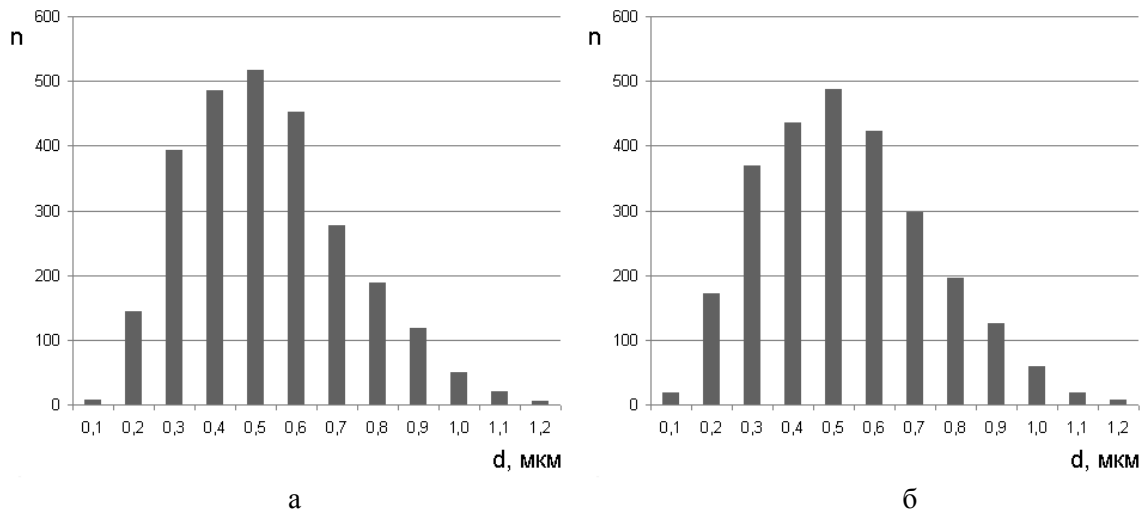


Рис. 3. - Статистичний розподіл розмірів кристалів у покриттях Fe-Cr (50 мкм), електроосаджених з електролітів з концентрацією хрому: а – 10 г/л; б – 20 г/л

Введення нікелю у склад електроліту та збільшення його концентрації приводить до суттєвої зміни типу морфології покриття: якщо при вмісті в складі електроліту до 5 г/л нікелю в структурі покриття наявні переважно дрібні голчасті кристали, то збільшення його концентрації до 10 г/л приводить до суттєвого збільшення в структурі сплаву частки сферолітів, а подальше збільшення концентрації легуючого елементу до 20 г/л супроводжується формуванням повністю сферолітної структури (рис. 4).

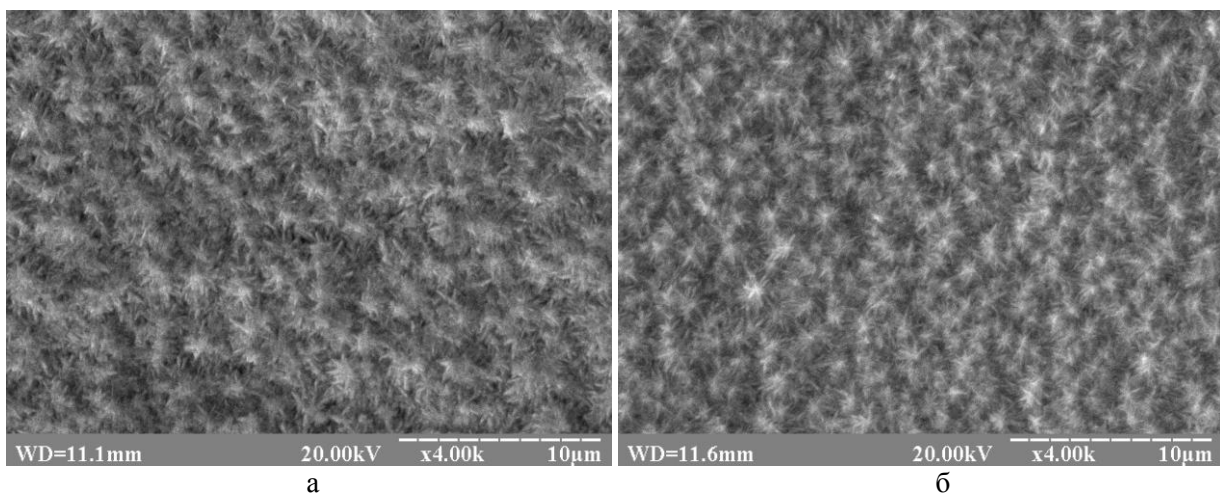


Рис. 4. Морфологія покриттів Fe-Ni (50 мкм), електроосаджених з електролітів з концентрацією нікелю: а – 10 г/л; б – 20 г/л

Введення марганцю в сульфатний електроліт залізнення не приводить до суттєвих змін морфології покриттів і мало залежить від концентрації електроліту (рис. 5), очевидно, через той факт, що швидкість осадження марганцю є значно нижчою у порівнянні із залізом і вміст марганцю у досліджених покриттях не перевищує 0,4%.

Результати дослідження електрокристалізованих сплавів Fe-Zn показали формування на їх поверхні специфічних рельєфних утворень, добре виражених в діапазоні концентрацій цинку в електроліті 5-10 г/л (рис. 6). Детальне дослідження виявлених утворень показало, що вони являють собою специфічне розташування дрібних кристалів розмірами до 1 мкм, які утворюють нерівномірний мікрорельєф поверхні на тлі порівняно гладкої дрібнодисперсної матриці. При цьому розміри, форма і взаємне розташування кристалів матриці і рельєфних утворень в межах кожної концентрації цинку є подібними. Збільшення концентрації цинку приводить до поступового зменшення рельєфності виявлених утворень.

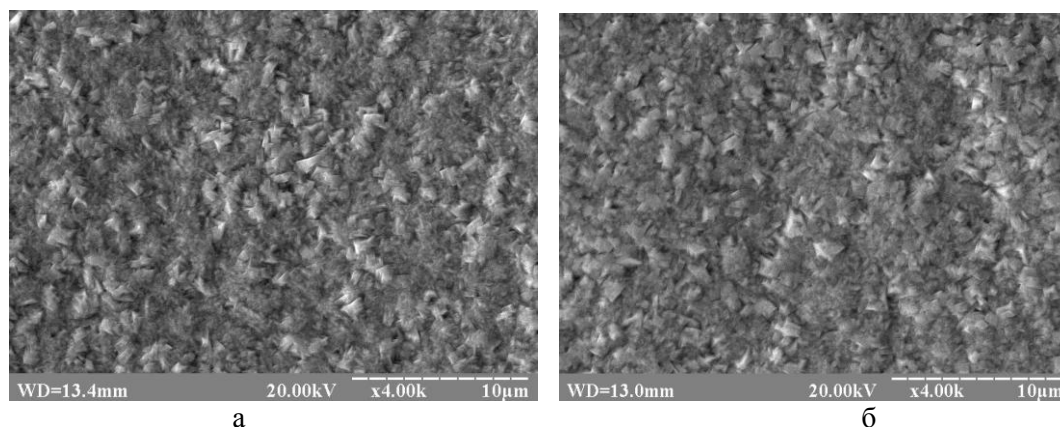


Рис. 5. - Морфологія (x4000) покриттів Fe-Mn (15 мкм), електроосаджених з електролітів з концентрацією марганцю: а – 10 г/л; б – 20 г/л

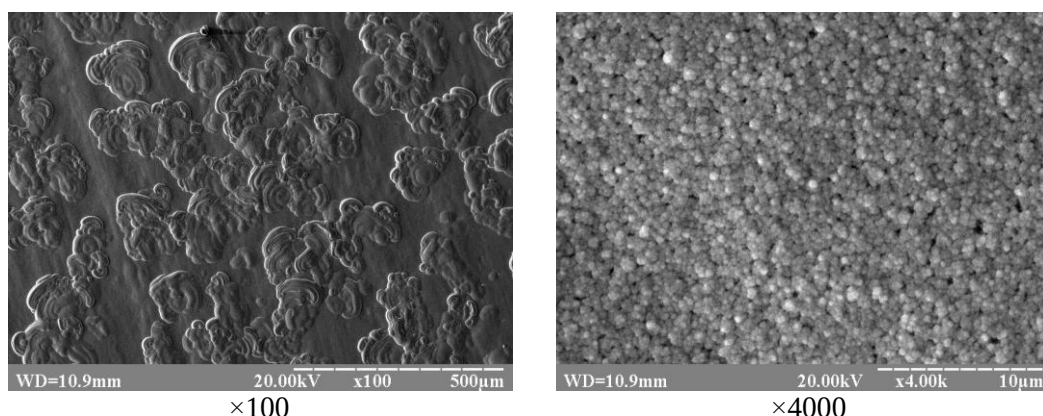


Рис. 6. - Морфологія покриттів Fe-Zn (15 мкм), електроосаджених з електроліту з концентрацією цинку 10 г/л

Через високі швидкості осадження олова та міді у порівнянні із залізом ці легуючі елементи можна було вводити в електроліт тільки у малих концентраціях (до 5 г/л), щоб запобігти їх стрімкому переважному осадженню на катоді в початковий момент електролізу. У структурі поверхні сплавів Fe-Sn, осаджених з електроліту з концентрацією олова 5 г/л, переважають великі дендритні кристали, які не утворюють компактного шару покриття і легко відділяються від підкладки. Однак, на початкових стадіях електроосадження сплаву Fe-Sn на підкладці формується більш компактний шар покриття з кристалами рівновісної форми (рис. 7, а). Наявність навіть малих концентрацій міді (1 г/л) в сульфатному електроліті залізнення супроводжується утворенням крупних рівновісних кристалів розмірами до 3 мкм (рис. 7, б). Таким чином утворення рівновісних кристалів у початковому шарі покриттів є спільною рисою впливу олова та міді при легуванні електрокристалізованого заліза.

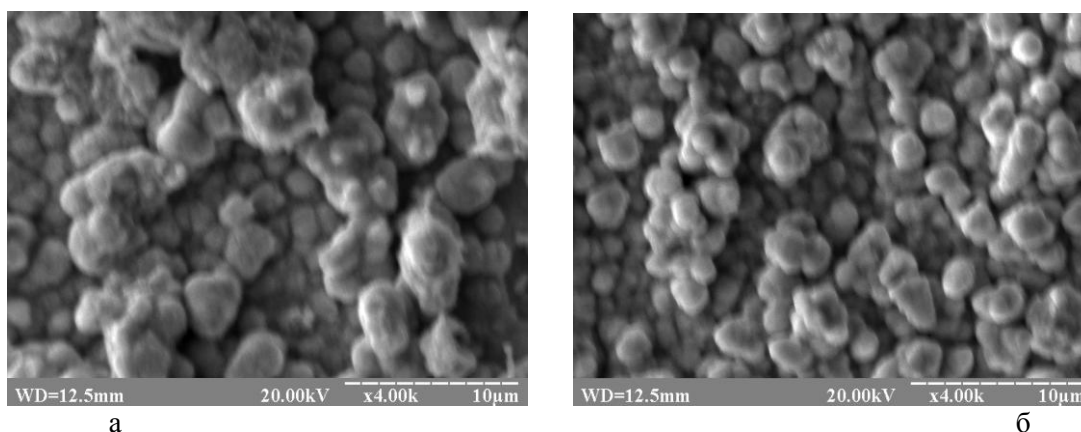


Рис. 7. - Морфологія покриттів Fe-Sn (початковий шар) (а) та Fe-Cu (15 мкм) (б), електроосаджених з електролітів з концентрацією легуючого 5 та 1 г/л відповідно

Висновки. В результаті проведених порівняльних досліджень впливу металевих легуючих елементів на морфологію електрокристалізованих покриттів на основі сплавів заліза різних компонентних груп встановлено, що:

- у сплавах Fe-Cr та Fe-Mn відбувається формування дрібнокристалічної структури поверхні, подібної до структури електрокристалізованого заліза без легування;
- у сплавах Fe-Ni - формування специфічної сферолітної структури -;
- у сплавах Fe-Cu та початковому шарі сплавів Fe-Sn - утворення рівновісних кристалів;
- у сплавах Fe-Zn - формування специфічних рельєфних утворень.

Література

1. Электролитическое осаждение железа / Петров Ю.Н., Гурьянов Г.В., Бобанова Ж.И. и др. – Кишинев: Штиинца, 1990. – 195 с.
2. Kolesnyk Ie. Influence of metal ions in iron-plating solution on structure formation of electrodeposited iron-based coatings // *Chimia*. – 2013. – № 7/8. – P.575.
3. Колесник Е.В., Овчаренко В.И. Морфология поверхности железа, электроосажденного из сульфатного электролита // *Теория и практика металлургии*. – 2011. – № 5-6. – Ч.2. – С. 99-102.
4. Колесник Е.В., Овчаренко В.И. Морфология поверхности железа, электроосажденного из хлоридного электролита с органическими добавками // *Вопросы химии и химической технологии*. – 2011. – № 2. – С. 184-187.
5. Wang F., Itoh K., Watanabe T. Relationship between the Crystallographic Structure of Electrodeposited Fe-Cr Alloy Film and Its Thermal Equilibrium Diagram // *Materials Transactions*. – 2002. – № 3. – P. 439-442.
6. Колесник Е.В., Величко М.Т. Особенности формирования структуры электроосажденных Fe-Cr покрытий // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2013. – № 4. – С. 64-68.
7. Kolesnyk Ie.V., Bagliuk G.A. Regularities of influence of nickel and chromium on structure formation of electrodeposited iron // *Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations*. – 2016. – № 4. – P. 52-55.
8. Kolesnyk Ie.V. Joint effect of chromium and nickel on surface morphology and preferred crystal orientations of electrodeposited iron-based coatings // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2015. – № 3. – С. 347-354.
9. Kolesnyk Ie.V. Joint effect of chromium and nickel on surface morphology and preferred crystal orientations of electrodeposited iron-based coatings // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2015. – № 3. – С. 347-354.
10. Wang F., Watanabe T. Preparation and characterization of the electrodeposited Fe-Cr alloy film // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – 349. – № 1-2. – P. 183-190.
11. Nakamura K., Umetani M., Hayashi T. Electrodeposition of iron-rich Ni-Fe alloys from sulphate and chloride baths // *Surface Technology*. – 1985. – № 2. – P. 111-119.
12. Mccrea J.L., Palumbo G., Hibbard G.D., Erb U. Properties and applications for electrodeposited nanocrystalline Fe-Ni alloys // *Reviews on Advanced Materials Science*. – 2003. – № 1. – P. 252-258.
13. Колесник Е.В. Особенности структурообразования электроосажденных сплавов Fe-Ni // *Науковий вісник Національного гірничого університету*. – 2013. – № 5. – С. 62-66.
14. Liu P., Yao C., Zhang W. et al. Electrochemical preparation of Fe-Mn alloy film in organic bath // *Thin Solid Films*. – № 12. – P. 3935-3939.
15. Колесник Е.В., Захаров И.Д. Структура электроосажденного железа, легированного марганцем // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2013. – № 1. – С. 69-72.
16. Chisholm C.U., El-Sharif, Kuzmann E. et al. Electrodeposition of Sn-Fe alloys using gluconate electrolytes and X-ray diffractometry and Mössbauer studies of the deposits // *Materials Chemistry and Physics*. – 2010. – № 2-3. – P. 558-565.
17. Колесник Е.В., Овчаренко В.И. Структура и фазовый состав электроосажденных сплавов Fe-Sn // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2014. – № 4. – С. 29-33.
18. Sarac U., Baykul M.C. Effect of Applied Current Density on Morphological and Structural Properties of Electrodeposited Fe-Cu Films // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2012. – № 11. – P. 1004-1009.
19. Колесник Е.В. Влияние меди на преимущественную ориентировку кристаллов в электроосажденном железе // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2014. – № 3. – С. 45-49.
20. Kolesnyk Ie.V. The laws governing structure formation in Fe-Zn alloys electrodeposited from sulfate electrolytes // *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. – 2015. – № 3. – P. 235-239.
21. Kolesnyk Ie., Glotka O. X-ray spectroscopy microanalysis of structural components of electrodeposited Fe-Zn alloys // *Теория и практика металлургии*. – 2015. – № 1, 2. – С. 171-174.
22. Колесник Е.В. Автоматизированное определение размера кристаллов в электроосажденных металлических материалах // *Литье и металлургия*. – 2014. – № 4. – С. 119-123.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2017

УДК 678.5.05:004.925.8

О.Є. Колосов, В.І. Сівецький, О.Л. Сокольський, І.І. Івіцький, В.М. Куриленко
Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

У даній роботі коротко проаналізовані основні використовувані матеріали, їх властивості, що обумовлені відповідними фізичними ефектами, а також особливості пристроїв та базових технологій, що застосовуються для одержання функціональних полімерних композиційних матеріалів конструктивного призначення, які експлуатуються в умовах складного напружено-деформованого стану та дії термосилових факторів. Отримані результати та висновки обумовлюють напрямки подальшого наукового та практичного дослідження.

Ключові слова: матеріал, полімер, композит, технологія, інтелект, пристрій, датчик, функціональність.

Рис. 1. Літ. 13.

А.Е. Колосов, В.И. Сивецкий, А.Л. Сокольский, И.И. Ивицкий, В.Н. Куриленко **МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

В данной работе кратко проанализированы основные используемые материалы, их свойства, которые обусловлены соответствующими физическими эффектами, а также особенности устройств и базовых технологий, применяемых для получения функциональных полимерных композиционных материалов конструктивного назначения, которые эксплуатируются в условиях сложного напряженно-деформированного состояния и действия термосиловых факторов. Полученные результаты и выводы обуславливают направления дальнейшего научного и практического исследования.

Ключевые слова: материал, полимер, композит, технология, интеллект, устройство, датчик, функциональность.

A.E. Kolosov, V.I. Sivetskiy, O.L. Sokolskiy, I.I. Ivitskiy, V.M. Kurylenko **MATERIALS AND TECHNOLOGIES FOR OBTAINING FUNCTIONAL POLYMERIC COMPOSITE MATERIALS**

In this paper briefly analyzed the main used materials, their properties, which are due to the corresponding physical effects, as well as the features of devices and basic technologies used to produce functional composite polymeric materials of constructive use, which are operated under conditions of a complex stress-strain state and the action of thermal factors. The obtained results and conclusions determine the direction of further scientific and practical research.

Key words: material, polymer, composite, technology, intelligence, device, sensor, functionality.

Постановка проблеми. У всьому світі протягом останніх десятиріч спостерігається високий попит на інтелектуальні матеріали (ІМ), перш за все, на інноваційні полімерні матеріали (ПМ) і полімерні композиційні матеріали (ПКМ), зокрема, на інтелектуальні ПКМ (ІПКМ) та вироби з них [1, 2]. Це обумовлено тим, що у багатьох галузях промисловості інтенсивно поширюється використання полімерних матеріалів і конструкційних виробів з них, особливо тих, що можуть реагувати на зміну умов експлуатації або попереджати про виникнення аварійних ситуацій, тобто т. зв. інтелектуальних полімерних виробів (ІПВ) [3-5].

Волокнисті ПКМ (ВПКМ), ІПКМ та ІПВ виготовляються на базі різних типів датчиків та наномодифікаторів, сплавів з магнітними властивостями, волоконно-оптичних і п'єзоелектронних датчиків тощо, які дозволяють контролювати дію зовнішніх факторів, зокрема, тиску, температури, деформацій тощо. На даний час розроблена велика кількість технічних рішень, в основі яких покладений принцип дії ефекту пам'яті форми термоматеріалів, наприклад, терморезисторні муфти, що осідають тощо.

Аналіз існуючих даних [1, 2] свідчить про те, що незважаючи, наприклад, на різноманіття існуючих компонентів з пам'яттю форми, сучасних волоконнооптичних та п'єзоелектронних датчиків та технологій, зокрема, з'єднання різних циліндричних конструктивних елементів, у цей час відсутні універсальні технології та устаткування приготування ІПКМ та їх переробки у відповідальні деталі. Тому розроблення ефективних технічних засобів створення ІПКМ та прогнозування (моделювання [6, 7]) їх н.д.с. є надзвичайно актуальним для вітчизняної науки і промисловості, що може поставити ці розробки в один ряд із зарубіжними аналогами.

Адже зараз висувуються підвищені вимоги до одержання вищезазначених ІПКМ при одночасному збільшенні продуктивності, зниженні енергоємності та досягненні ресурсозбереження процесів їх приготування, а також до оптимізації конструктивно-

технологічних параметрів реалізуючого технологічного обладнання. Тому створення нових термо- або реактопластичних ПКМ з певним, заздалегідь заданим комплексом властивостей, включаючи ефект пам'яті, та можливість реагування на зміну силових навантажень й дії інших факторів залишається актуальною задачею.

Мета статті: провести короткий аналіз основних використовуваних матеріалів, їх властивостей, що обумовлені відповідними фізичними ефектами, пристроїв та базових технологій, що застосовуються для одержання функціональних полімерних композиційних матеріалів конструктивного призначення, які експлуатуються в умовах складного н.д.с. та дії термосилових факторів.

Виклад основного матеріалу. Згідно з концепцією розробників, основними типами ІМ є: ІМ, що самодіагностуються (*пасивні ІМ*), та ІМ, що адаптуються (*активні ІМ*). Подальше вдосконалення ІМ передбачає, насамперед, оптимізацію їх складу та властивостей шляхом своєрідного «навчання» (тобто шляхом створення т.зв. інтелектуальних конструкцій – ІК) на базі диверсифікованого використання принципів, використовуваних в робототехніці, молекулярній електроніці, а також в нано- і біотехнології [1, 2].

Інтелектуалізація ПМ (ПКМ, ВПКМ), на які «перенесений» інтелект їх розробників, спрямована насамперед на забезпечення стабільності в часі їх експлуатаційних властивостей. Це досягається за рахунок модифікації ПМ компонентами, що переводять такі матеріали в матеріали, що самодіагностуються та адаптуються до зовнішніх впливів: інтелектуальні ІПМ, ІПКМ, ІВПМ.

Як «модифікуючі» компоненти, що вводяться до ІПКМ, широко використовуються [1, 2]: конформні датчики, тобто датчики, що вводяться всередину матеріалу, мікро- і наносенсори, матеріали та процеси мікро- і нано сенсорики; виконавчі механізми (актюатори, матеріали і процеси мікромеханіки), системи аналізу, зв'язку і управління (оптоволоконна техніка, мікро-, наноелектроніка, мікро-, нанооптоелектроніка, мікро- і нанопроцесорна техніка).

Різноманіття типів полімерів, використовуваних у виробництві традиційних ПМ, зв'язуючих (матриць) ПКМ, наповнювачів [8], що складаються з речовин різної природи (мінеральної, вуглецевої, органічної), дисперсних – у вигляді волокон, і текстильних (нитки, джгути, стрічки, тканини) форм, а також нетканих (повсть, мати, папір) форм з них дозволяє моделювати широкий спектр матеріалів з необхідним комплексом експлуатаційних властивостей (конструкційних, діелектричних, токопровідних, триботехнічних, вібродемпфуючих, вібропоглинаючих, теплозахисних, хімічно та радіаційно стійких, тепло-, термо-, вогнестійких та інших).

Серед перерахованих вище типів ПМ і ПКМ функціонального (або спеціального) призначення, серед яких в першу чергу виділяють інтелектуальні, радіоекрануючі та радіопоглинаючі матеріали, насамперед полімерні матеріали, призначені для захисту від високошвидкісного інденторного впливу (броньові матеріали, вироби і конструкції), теплозахисні матеріали, а також полімерні стільникові матеріали, дозволяють істотно розширити використання ПМ і ПКМ у виробках сучасної техніки, що відповідають специфічним умовам їх експлуатації в умовах складного напружено-деформованого стану (н.д.с.) і градієнтних температурних впливів.

Відносно новий клас ПМ, а саме інтелектуальні матеріали (ІМ, або *Smart Materials*) були створені для того, щоб не тільки активно протидіяти вищевказаним зовнішнім факторам, але й в оптимумі адаптуватися до них шляхом «оцінювання» за системою показників, що характеризують як зовнішній вплив, так і власний стан цих матеріалів.

В оптимумі інтелектуальні ПКМ, перш за все, ПКМ з безперервними волокнистими наповнювачами (ВПКМ), виявляють здатність «аналізувати» і «управляти» комплексом своїх експлуатаційних характеристик за алгоритмом, заздалегідь визначеним розробником. Це передбачає розроблення технологій одержання функціональних конструкційних полімерних композиційних матеріалів, що обумовлює їх відповідні властивості.

Особливості одержання функціональних конструкційних полімерних композиційних матеріалів та їх властивості. За «задумом» конструктив і технологів, ІМ повинні активно реагувати на зміну зовнішніх умов, тобто впливів, прикладених до них. Особливо важливе значення інтелектуалізація набуває саме для конструкційних ПКМ, призначених для роботи в екстремальних умовах впливу високих механічних, в т.ч. знакозмінних, навантажень і перепаду температур. До них, перш за все, відносяться вироби і конструкції автомобіле- і суднобудування, військово-промислового комплексу, а також для авіакосмічної техніки тощо. Одним з найбільш перспективних напрямків наукових досліджень у сфері ІМ стосовно останньої є створення автономних інтелектуальних конструкційних матеріалів та систем на основі біопідходу до інженерного проектування й біометричних процесів [9].

Іншими пріоритетними напрямками досліджень в цій галузі є: широкий спектр композитів (на основі полімерів, кераміки, адгезивів) з новими властивостями; наноструктури на основі графену; самовідновлювані матеріали і покриття; регуляторні структури і системи, що самоорганізуються; сенсорні й активні елементи з поліпшеними експлуатаційними характеристиками та ін.

Що стосується технологій одержання ІПКМ, то слід зазначити наступне. В цей час найбільш освоєні в промисловому виробництві технології одержання функціональних композиційних матеріалів на основі інтерметалідів (титану, нікелю, ніобію, алюмінію, хрому та ін.), які використовуються для одержання деталей, що працюють в умовах різко змінних зовнішніх факторів – температур і навантажень. Стосовно до полімерів, найбільш високі конструкційні властивості у ПКМ, що мають в якості наповнювачів саме безперервні волокна (волокнисті ПКМ – ВПКМ, армовані пластики, або *Composite Materials*) [2].

Як відомо, комплекс властивостей ВПКМ визначається властивостями складаючи їх компонентів (матриця, наповнювач), їх мікро- і макроструктурою, межею поділу фаз та її станом, реакцією цих структур на зовнішні впливи. ВПКМ – це гетерофазні матеріали, в яких безперервна полімерна матриця (термореактивна або термопластична), що взаємодіє з безперервним наповнювачем (скляні, вуглецеві, органічні або інші волокна), сприймає зовнішні навантаження і перерозподіляє їх на високоміцний волокнистий наповнювач [1 – 2]. При цьому особливий вплив на властивості матеріалу здійснює міжфазний шар, який є своєрідним «серцем» ПКМ (так, наприклад, площа контакту на кордоні розподілу «матриця – наповнювач» в об'ємі ВПКМ в 1 мм^3 зі ступенем наповнення 50% об. становить $450\text{--}600 \text{ мм}^2$) [2].

Тому ІПКМ найчастіше використовують в якості оболонок конструкцій у формі тіл обертання силового (або спеціального) призначення. У них за рахунок введення датчиків (конформні датчики, мікросенсори), виконавчих механізмів (актюатори, матеріали і процеси мікромеханіки), систем зв'язку та управління (мікро- та оптоелектроніка, мікропроцесорна техніка) реалізуються можливості самодіагностики (ІМ, що самоінформуються, самодіагностуються) та адаптування (ІМ, що саморегулюються, «приспосовуються», адаптуються) [1, 2]. Нижче дається коротка характеристика ІПКМ, що самодіагностуються, та ІПКМ, що адаптуються.

Інтелектуальні матеріали, що самодіагностуються. У загальному випадку під ІМ, що самодіагностуються, розуміють матеріали, які здійснюють «самоконтроль» («самодіагностику») свого стану в експлуатаційних умовах за такою тріступеневою схемою: 1) отримання сигналу від конформного датчика [10], попередньо введеного в ІМ, що «несе» інформацію про зміни, що виникли в матеріалі (напруження, деформації, переміщення); 2) ідентифікація цього сигналу; 3) прийняття (оператором) рішення на підставі обробки за певним алгоритмом отриманого сигналу [1, 2].

Наприклад, в ІПКМ, що самодіагностуються, самоконтроль стосовно процесу виникнення і локального поширення втомних тріщин здійснюється за допомогою наступних конформних датчиків: датчиків опору (розриви волокон армуючого наповнювача збільшують опір датчика) або діелектричних датчиків; п'єзодатчиків, що уловлюють акустичні хвилі, які з'являються у момент виникнення дефекту (на базі використання методу акустичної емісії); оптичних волокон (їх руйнування легко фіксується).

Констатується, що для самодіагностування ІПКМ ефективним є застосування насамперед волоконних оптичних хвилеводів, безпосередньо вбудованих в конструкцію з ПКМ. Адже оптичні хвилеводи дозволяють отримати інформацію про можливі ушкодження і дефекти (перш за все тріщини) в конструкції, що виникають в процесі її експлуатації. Світлові сигнали, що передаються по волоконних хвилеводах, обробляються за допомогою мікропроцесорів. Інформація від останніх відтворюється за певним алгоритмом на дисплеї або за допомогою мовного синтезатора [1, 2]. Більш детально особливості оптоволоконних датчиків описуються нижче.

Оптоволоконні датчики. У разі інтелектуальних структур, порівняно з традиційними («класичними») структурами, з'являються додаткові вимоги, обумовлені специфікою досліджуваної структури. Перш за все, це необхідність розміщення безлічі різних за функціональним призначенням датчиків, за допомогою яких проводиться моніторинг різних структурних параметрів контрольованої системи. Крім того, необхідно забезпечити надійну і достовірну передачу отримуваних датчиками сигналів до системи аналізу та синтезу, а споживання енергії датчиком повинно бути невеликим. Також необхідно забезпечити близькість датчика до досліджуваної ділянки інтелектуальної системи.

При цьому необхідно коротко охарактеризувати насамперед оптичне волокно (див. рис.1).

Оптичне волокно – це зазвичай кварцове, скляне або полімерне волокно, призначене для передачі світла на відстань. Як світловоди можуть використовуватися також трубки із дзеркальним внутрішнім покриттям [1, 2].

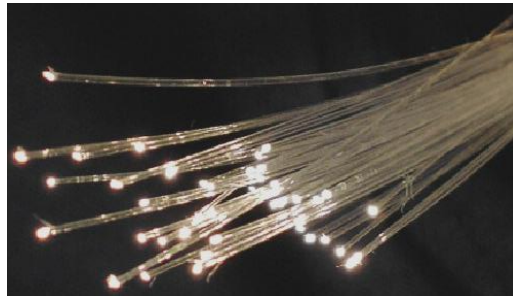


Рис. 1. - Пучок оптичних волокон [9]

Нитки з оптично прозорого матеріалу використовуються для передачі інформації світловими імпульсами з використанням ефекту повного внутрішнього відображення.

У даний час використовують два типи оптичного волокна: багатомодові і одномодові. Всі сучасні оптичні волокна, які використовуються для побудови мереж передачі даних, мають однаковий зовнішній діаметр, рівний 125 мкм. Для механічного захисту оптичні волокна покривають оболонкою (первинне буферне покриття), а її товщина становить приблизно 250 мкм [1, 2].

Для спрощення роботи з багатоволоконними кабелями буферне покриття волокон, що розташовані в одному кабелі, фарбують у різні кольори. Для кабелів, в яких використовується велика кількість волокон, оптичні волокна склеюються в плоскі шлейфи (найчастіше по 8 волокон). Далі ці шлейфи укладають паралельно в «стопки» і поміщають у спеціальні порожнини всередині оболонки кабелю. Таким чином досягається максимально щільне пакування волокон у кабель з обмеженим зовнішнім діаметром.

Оптичні волокна, що використовуються для кабелів, призначених для прокладки всередині приміщень, та для кабелів, що застосовуються для виготовлення з'єднувальних шнурів, зазвичай покривають ще однією оболонкою (вторинне буферне покриття), а її товщина складає 900 мкм. У багатоволоконних кабелях цю оболонку також роблять різних кольорів.

Використання оптоволоконних датчиків, у порівнянні з іншими типами датчиків, є одним з найбільш перспективних напрямків розвитку і моніторингу стану інтелектуальних структур. Декларується, що волоконні датчики забезпечують новий, більш високий, рівень інтеграції сенсорної системи з контрольованою інтелектуальною структурою. Адже вони дозволяють об'єднати оптоволоконний датчик зі структурою, причому оптичне волокно часто вводиться всередину досліджуваної структури, а не на її поверхню [2].

Окрім цього, оптоволоконні системи дозволяють створювати просту схему волоконної мережі, що охоплює весь інтелектуальний виріб, що практично неможливо реалізувати іншими методами. При цьому одне волокно може забезпечити контроль параметрів у десятках і навіть сотнях точок по довжині волокна внаслідок мікрометричних розмірів його діаметра. Таким чином, усувається необхідність використання складної електронної системи зв'язку для забезпечення адекватного моніторингу досліджуваної інтелектуальної структури.

Наявність волоконно-оптичних датчиків дозволяє в режимі реального часу отримувати інформацію про поведінку виробу з ІМ і вже на початковій стадії виявити зміни його структури задовго до появи незворотних деформацій. У той же час конформне розміщення в структурі ІПКМ оптичних волокон практично не змінює запланованого об'єму та характеру розподілу армуючих волокон й конструкційних властивостей ІВПКМ. Крім того, позитивним моментом є те, що вбудовані в ІПКМ оптичні волокна не створюють електричних перешкод у радіопрозорих ВПКМ.

Так як середній діаметр оптичних волокон, у залежності від відсутності чи наявності захисних оболонок, становить (125 – 900) мкм, то це більше, ніж на порядок, перевищує діаметр армуючих волокон (філамент) середнім діаметром (7 – 15) мкм [1 – 2]. У той же час у ряді випадків вбудовування таких оптоволоконних датчиків не проходить безслідно для структури і властивостей композиційного матеріалу внаслідок виникнення в ІПКМ внутрішніх напружень.

Таким чином, у даний час оптичні волокна є найбільш зручним типом датчиків, що застосовуються для нових інтелектуальних систем. Це обумовлено легкістю отримання безлічі сигналів за допомогою розподілених дифракційних решіток, а також величезними можливостями передачі сигналу через поверхні розподілу між контрольованою інтелектуальною структурою і волокном.

Проте є й інші «підводні рифи» при використанні цього матеріалу. Незважаючи на те, що технічні параметри волоконних датчиків надзвичайно високі, чималою є вартість такого контролю. Тому оцінка ефективності їх застосування досить складна. Проте у багатьох випадках таке застосування виправдане, незважаючи на відносно велику вартість датчиків.

У кінцевому підсумку головним критерієм для використання оптичних волокон в ПКМ є співвідношення «ціна – властивості», що враховує специфічні особливості контрольованої інтелектуальної конструкції на експлуатаційних режимах. Крім того, технологія створення ПКМ на базі волоконно-оптичних датчиків вписується в традиційну технологію суміщення компонентів ВПКМ при мінімальному впливі на властивості одержуваного матеріалу.

Інтелектуальні матеріали, що адаптуються. В ІМ, що адаптуються, використовують компоненти, зроблені з матеріалів, здатних змінювати свої властивості та геометрію конструкції виробу, до складу якого вони входять, контрольованим способом. Наприклад, в конструкційних ПКМ (метали і полімери з «пам'яттю» форми, магніто- і електрореологічні рідини й ін.) аналіз та управління їх експлуатаційними характеристиками здійснюється за допомогою конформних актуаторів, що реагують на зміну частоти власних коливань структурних елементів ПКМ, і, в разі необхідності, знижують їх до необхідного рівня.

Це дає можливість контролювати виникаючу вібрацію, змінювати (незначно) розміри і геометрію елементів конструкцій, здійснювати акустичний контроль, регулювати термічне розширення (стиснення), а також запобігати утворенню та поширенню тріщин [1, 2].

Вищеописані оптичні волокна в складі ПКМ, що адаптуються, є елементами адаптивної системи, яка забезпечує не тільки контроль деформацій, руйнувань, вібрацій, а й їх компенсування відповідною зміною характеристик ПКМ. При цьому принципова відмінність ІМ, що самодіагностуються, до складу яких входять різні мікросенсори, а також системи передачі та аналізу інформації (волоконно-оптичні, мікропроцесорні), від ІМ, що адаптуються (активні конструкції), полягає в тому, що адаптування ІМ здійснюється за допомогою конформних актуаторів, діючих на основі принципів мікромеханіки [1, 2].

Методи оптимізації властивостей конструкційних інтелектуальних полімерних композитів. Як було зазначено вище, в конструкційних ПКМ зміну демпфуючих властивостей фіксують по частотах власних коливань елементів структури ПКМ. Оптимізація властивостей ПКМ забезпечується шляхом введення до їх структури компонентів, що реагують на зміну власних коливань, і виводять їх до необхідних значень. Для цього існує ряд методів [1, 2]:

1) Уведення до структури ПКМ, поряд з армуючими волокнами, волокон або стрічок (до 15% об.) з металів, що володіють ефектом «пам'яті» форми.

2) Використання полімер-полімерних матриць (т.зв. поліматричних ПКМ), в яких одним з компонентів матриці служить полімер з «пам'яттю» форми для «заліковування» дефектів [11] (наприклад, під напругою макромолекули поліакрилатів і полівінілових ефірів здатні змінювати конформацію, в результаті чого реалізується перехід від орієнтованої до клубкоподібної конформації, від кристалів з випрямленими ланцюгами до кристалів складчастої форми, що приводить до зміни об'єму ПКМ).

3) Уведення до матриці ПКМ капсульованих (з діаметром капсул близько 1 мкм) магніто- і електрореологічних рідин. *В'язкі магнітореологічні рідини* – це колоїдні розчини з феромагнітними частинками діаметром до 10 нм. *Електрореологічні рідини* – це колоїдні розчини кремнійорганічних рідин з сегнетоелектричними (п'єзоелектричними) і електретними частками (полімери, поляризовані в сильному електричному полі шляхом орієнтації дипольних електричних моментів).

4) Феромагнітні, сегнетоелектричні, електретні частинки в електромагнітному полі орієнтуються в інертній рідині в капсулах, а магніто- і електрореологічні рідини втрачають плинність (заморожування магнітних моментів, або, інакше, магнітне склування). Якщо тривалість впливу електричного поля менше часу релаксації системи, то система стає «жорсткою» в результаті зростання її в'язкості.

5) В іншому випадку система залишається в'язкою, що дозволяє ефективно здійснити вібропоглинання виникаючих коливань. Так, наприклад, на основі гум, полімерних пін,

термоеластопластів одержують ефективні вібропоглинаючі матеріали з прийнятними демпфувальними властивостями.

6) Уведення до матриці ПІКМ п'єзоелектричних волокон. При виникненні циклічної деформуючої сили напруження передається п'єзоелектричним волокнам, стискаючи і розтягуючи їх. При цьому механічна енергія перетворюється в електричну напругу, яка сприймається вбудованим мікроскопом, надалі накопичується, обертається і подається назад на волокна, змушуючи їх відповідним чином розтягуватися і стискатися. Це, в свою чергу, сприяє виникненню протидіючого моменту, що й власне гасить вібрацію.

7) Використання п'єзокераміки з високою електромеханічною активністю (п'єзоактюатори, п'єзодвигуни).

8) Застосування електроактивних полімерів у силових елементах актюаторів, зокрема, у вигляді гелів (наприклад, гель поліакрилової кислоти в слабколужному водному середовищі змінює свій об'єм при пропусканні електричного струму).

9) Використання магнітоеластичних аморфних матеріалів з прямим і зворотним перетворенням електричної енергії в механічну, в тому числі з наповнювачами з порошків самарій-кобальтових сплавів.

10) Застосування механохімічних матеріалів, що забезпечують пряме перетворення хімічної енергії в механічну.

11) Використання мікроактюаторів на основі лазерних технологій.

Нижче буде більш детально розглянута фізична сутність деяких з цих методів.

Ефект «пам'яті» форми конструкційних матеріалів. Під ефектом «пам'яті» форми в загальному випадку розуміють здатність деяких матеріалів, елементів і конструкцій до зміни та подальшого відновлення їх початкових форм і розмірів після термічного чи іншого зовнішнього впливу. Зокрема, в класичному варіанті, це відбувається в результаті термопружного мартенситного перетворення матеріалу (металу) при його термообробці за певним режимом.

Мартенситне перетворення – це один з фундаментальних методів перебудови кристалічної решітки матеріалу. Він характерний для сталей, чистих металів, кольорових сплавів, напівпровідників і навіть деяких полімерів. Зміна форми кристалів – головна особливість мартенситного перетворення, з якою пов'язаний ефект «пам'яті» форми сплавів. Однак ця умова є лише необхідною, але недостатньою для появи «пам'яті» форми [2].

Ефект «пам'яті» форми у деяких випадках пов'язаний з явищем пластичності. Під пластичністю зазвичай розуміють властивості твердих тіл необоротно деформуватися під дією прикладених зовнішніх сил. Однак пластичні деформації в кристалічних тілах у деяких випадках можуть бути оборотними. Наприклад, відомо явище пружного двійникивання, яке вже стало загальновизнаним [1, 2]. Такі прояви оборотної пластичності, як пружне мартенситне перетворення, надпружність і ефект пам'яті форми в основному реалізуються в металевих кристалах. Вони отримали широке практичне застосування в техніці у вигляді антенних пристроїв, що саморозгортаються в космічному просторі, силових пристроїв у робототехніці і т.п.

Ефект «пам'яті» форми заснований на термопружній рівновазі фаз і керуючій дії прикладеного навантаження. Спеціальна термомеханічна обробка сплавів створює в матеріалі мікронапруження, дія яких при мартенситних переходах аналогічна дії прикладеного зовнішнього навантаження. При охолодженні деталей з таких сплавів мимовільно приймає одну форму, а при нагріванні – повертається до вихідної форми. Наприклад, при охолодженні пластина згортається в кільце або в вигнуту конструкцію, при нагріванні – знову розгортається, чи навпаки.

Зміна форми (при періодичній зміні температури) металів з «пам'яттю» форми супроводжується появою потужних міжатомних сил. Тиск всередині матеріалів такого типу при стисненні процесу розширення може досягати 100 МПа [2]. При цьому залежно від виду матеріалу вироби різного розміру і конфігурації згинаються, розширюються або звиваються (потрібну форму зміни геометрії можна програмувати наперед).

До класичних металів з «пам'яттю» форми відносять такі сплави: нитинол, нитинол-55 (із залізом), никелід титану ВТН-27, сплави титану ВТ-16, ВТ-23, сплав на основі титану з (28 – 34)% марганцю і (5 – 7)% кремнію, терфенол (магнітострикційний сплав, який гасить коливання при низькочастотних вібраціях) [2].

П'єзоелектричні виконавчі пристрої. Використання як актюаторів у силових елементах виконавчих механізмів ІМ п'єзодвигунів, що забезпечують мікро- і нанопереміщення, засноване на високій електромеханічній активності матеріалу п'єзокераміки. П'єзодвигуни працюють за принципом зворотного п'єзоефекту, згідно з яким ефект переміщення досягається за рахунок

деформації п'єзоелемента при прикладенні до нього зовнішньої електричної напруги. Виникаюча при цьому деформація виконавчого п'єзоелемента п'єзодвигунів залежить від виду та рівня його напруженого стану [2].

Для такого типу виконавчих пристроїв вводиться поняття активного елементу (АЕ). АЕ п'єзоелектричних виконавчих пристроїв є п'єзоелектричні, електромеханічні, резонансні (тобто частота електромагнітних сигналів збігається з частотою власних механічних коливань п'єзоелектричного АЕ) і нерезонансні АЕ.

На базі резонансних електромеханічних перетворювачів розроблені наступні вібродвигуни: з пружним елементом; елементами передачі руху (при підключенні напруги до п'єзоелектричного елемента в ньому збуджуються коливання типу біжучої хвилі, що спричиняють на поверхні п'єзоелемента поздовжньо-поперечні деформації, які викликають радіальні коливання і рух); лінійного переміщення; з фазовим керуванням (при зсуві фаз змінюється амплітуда коливань і швидкість обертання); з лінійним регулюванням швидкості обертання (шляхом використання сегнетоелектричних матеріалів з розмитим фазовим переходом) [1, 2].

На основі нерезонансних електромеханічних перетворювачів розроблені монолітні пристрої мікропереміщень (при цьому використовується поперечний п'єзоелектричний ефект для автоматичного мікропозиціонування в адаптивній оптиці, растрових мікроскопах); з хрестоподібним поперечним перерізом (поперечний п'єзоефект приводить до поздовжньої деформації, а виникаючий вигин забезпечує переміщення робочого органу по трьох координатах); трикоординатні виконавчі пристрої; п'єзоелектричні двигуни та ін.

Позитивним моментом є те, що п'єзоприводи на основі п'єзоелектричних двигунів відрізняються високою точністю переміщень, малими габаритами, простотою конструкції і управління, а також широким робочим температурним діапазоном. Використання п'єзопривода для нано- та мікропереміщень перспективно насамперед у точних електромеханічних системах технічного оснащення нанотехнологій, нанобіології, мікроелектроніки, електронної мікроскопії, астрономії та адаптивної оптики для позиціонування та суміщення окремих елементів [1, 2].

Електроактивні полімери. Альтернативою актюаторам (мікроелектродвигунам) на основі п'єзокераміки є використання електроактивних полімерів (ЕАП) або інших електроактивних матеріалів (ЕАМ). У разі застосування п'єзокераміки у разі подачі електричної напруги на п'єзокристал він деформується, внаслідок чого відбувається його електризація. Аналогічно поводяться п'єзоелектричні полімери, які змінюють свій об'єм при пропусканні через них електричного струму.

Відомі дві групи полімерів, конструктивні елементи з яких здатні змінювати свою форму під дією прикладеного електричного поля – іонні та електронні ЕАП [1, 2].

Іонні ЕАП на основі іонних полімерних гелів використовують при створенні іономерних полімер-металевих композицій, електропровідних полімерів, вуглецевих нанотрубок. Дія іонних ЕАП заснована на електрохімії, що характеризує рух або дифузію заряджених іонів у водному середовищі (гелі).

Відомо, що гелі – це дисперсні системи, які утворюються з мікрогетерогенних колоїдних розчинів (золів) при повній або частковій їх коагуляції в результаті зчеплення частинок дисперсної фази по окремих точках поверхні і утримування (імобілізації) рідкого дисперсійного середовища (вода, вуглеводні) в осередках структури, що виникла. Контакт між частинками гелю здійснюється через тонкий прошарок дисперсійного середовища за рахунок ван-дер-ваальсових сил з енергією взаємодії (2 – 40) кДж/моль.

При використанні іонних полімерних гелів конструктивно необхідна еластична герметична оболонка, всередині якої розміщують гель, що змінює геометричні розміри тільки при проходженні через нього струму певної напруги, а в іншому випадку в гелі відбувається тільки електроліз.

Електронні ЕАП є фєроелектричні полімери та електрострикційні щеплені еластomers, які володіють високою швидкістю і здатні розвивати значні механічні зусилля при дії на них електричним полем високої напруги (1 – 5 кВ) при малій силі струму. Наприклад, матеріали на основі кремнійорганічних каучуків під дією електричного поля стискаються на (20 – 30)% уздовж силових ліній і розширюються перпендикулярно до них (при цьому відбувається т.зв. максвелівська деформація). У матеріалів на основі діелектричних аморфно-кристалічних електрострикційних акрилових еластомерів (сополімери похідних акрилової кислоти з різними вініловими мономерами) з п'єзоелектричною кристалічною фазою питома зміщення під дією електростатичного поля може досягати до 380 % [1, 2].

ЕАП з великим питомим зміщенням використовують при виготовленні еластичних (розтяжних) електродів з вуглецевими наповнювачами (сажа, короткі вуглецеві волокна). Вже розроблені і використовуються конструкції, які змінюють свою площу до 50% і зберігають цю здатність протягом 10 млн робочих циклів. Також попереднє розтягнення полімерів збільшує їх коефіцієнт деформації та електричну міцність на пробій до 100 разів [2].

Як актуатори можуть бути використані гелі, що набухають, на основі ЕАП. Характерні властивості гелів на основі ЕАП – мала міцність, пластичність, невелика еластичність, тиксотропія (здатність мимовільно й оборотно відновлюватися після механічного руйнування). Гелі з ЕАП (наприклад, з поліакрилової кислоти в слабколужному водному середовищі) змінюють свій об'єм при пропусканні крізь них електричного струму.

Актуатори з ЕАП у вигляді діафрагм (у діафрагменних приводах зі зміною об'єму) при включенні напруги та за інших рівних умов здатні до більшим зміщенням, ніж при використанні п'єзоелектриків. При цьому форма плоскої діафрагми прагне до напівсферичної. Для створення високоточних приводів малих переміщень, крім використання мікроактуаторів на основі електромагнітних, магнітострикційних, п'єзоелектричних та електроактивних полімерів, у даний час розробляються мікроактуатори на основі лазерних технологій.

Система датчиків або сенсорів в інтелектуальних структурах. Система датчиків (або сенсорів) – це по суті «нервова система» практично будь-якої інтелектуальної структури, що контролює стан конструкції, визначає рівень механічного навантаження та інших фізичних параметрів (напруження, деформації) [1, 2]. В ідеалі датчики повинні виявляти будь-які зміни контрольованих параметрів у всіх частинах інтелектуальної структури. При цьому розробляються конструкції, подібні існуючим в природі «біологічним моделям» інтелектуальних структур.

Слід зазначити, що всеохоплююча детермінація контрольованої інтелектуальної структури тільки за допомогою однієї мережі сенсорів неможлива. Це обумовлено тим, що в будь-якій вимірювальній системі завжди спостерігаються випадкові флуктуації напруги (або струму) – т.зв. шум. При цьому помилки вимірювань можуть бути зменшені, якщо використовувати відповідні фільтри або усереднювати результати великої кількості вимірювань. Однак на практиці повністю позбутися від флуктуацій неможливо. Крім того, неминуче з'являється проблема обробки величезної кількості отримуваних в режимі on-line даних, що змінюються у часі. В оптимумі кількісний об'єм отримуваних даних повинен адекватно описувати контрольовані параметри у всіх частинах геометрично складної інтелектуальної структури. До того ж у кількісному вимірі їх повинно бути досить для створення адекватної моделі контрольованої інтелектуальної системи.

Але при цьому виникає класичне протиріччя, яке обумовлено тим, що з ускладненням системи різко зростає об'єм отримуваної інформації, особливо якщо стежити за зміною величини сигналу в часі. Так, для запису даних про поведінку конструкції невеликого літака протягом лише однієї секунди необхідний об'єм інформації декількох CD-ROMів [2]. Навіть якщо це було реально, адекватно обробити та проаналізувати отримуваний об'єм інформації навряд чи можливо. Крім того, така система датчиків мала б значну вагу і аж ніяк не мініатюрні габарити та й споживала б чимало енергії.

Таким чином, *по-перше*, необхідно мати відповідну систему реагування на отримувану інформацію, що само по собі не є простим завданням. *По-друге*, необхідно постійно (в on-line режимі) вимірювати наступні види впливу на досліджуваний інтелектуальний об'єкт: механічні навантаження; тепловий вплив, пов'язаний зі зміною температури; він, у свою чергу, може ініціювати появу механічного напруження в матеріалі та призводити до зміни (як правило, до зменшення) його механічної міцності; хімічний вплив, пов'язаний зі зміною pH середовища, витоком хімічно активних речовин, присутністю води і т.д.

У всіх випадках інтелектуальна система повинна адекватно реагувати на вищевказані дії. Також, крім вимірювання механічних навантажень, необхідно контролювати ступінь зношеності окремих елементів конструкції та конструкції в цілому. Останнє має проводитися за відсутності будь-яких прикладених навантажень, у тому числі й температурних впливів. Такі вимірювання потрібно проводити при фіксованій температурі, або, принаймні, її зміна повинна бути врахована. Відповідно, вимірюватися повинні як чисто механічні напруження, так і теплові ефекти.

Перспективи використання інтелектуальних полімерних композитів. Таким чином, створення ІПКМ воістину відкриває принципово нові можливості розробки сучасних технологій і техніки. Використання ІПКМ дозволяє експлуатувати цю техніку при критичних навантаженнях і високих температурах в умовах, коли ніякі інші існуючі методи контролю стану матеріалу і коригуючого впливу на нього не можуть бути використані за конструктивних або технологічних

причин. Прогнозується [1, 2], що у найближчі 20–30 років близько 90% сучасних матеріалів, що застосовуються в промисловості, можуть бути замінені на нові, зокрема, на ІМ. Це, на думку розробників, дозволить створювати високовідповідальні елементи конструкцій, які будуть визначати технічний прогрес 21 століття.

До ІМ майбутнього відносяться різні як за хімічним, так і за агрегатним станом матеріали. Ці матеріали об'єднує прояв якоїсь однієї або декількох фізичних характеристик (наприклад, оптичних, магнітних, електричних, п'єзоелектричних, механічних), і (або) фізико-хімічних характеристик (наприклад, реологічних), які значно (оборотно або необоротно) змінюються під дією зовнішніх (керованих або випадкових) температурно-силових впливів.

Констатується, що до теперішнього часу повний цикл наукових (теоретичних) досліджень у сфері розробки ІМ практично завершено [1, 2], хоча залишається ще ряд невирішених проблем при апробації цих результатів на практиці. Тому кінцевою метою таких досліджень є створення високовідповідальних несучих конструкцій, в яких ІМ сприятимуть не тільки зміни стану конструкцій, але й їх переміщенню або (в оптимумі) навіть самовідновленню. При цьому саме на армовані пластики (ІВПКМ) серед усього спектра високих технологій покладають найбільші перспективи при створенні ІПКМ. Слід відзначити, що спроби створення більш дешевих матеріалів призводять до отримання неконкурентоспроможних у порівнянні з іншими матеріалами виробів. Незважаючи на вищевказані проблемні ситуації, шляхи розвитку і комерціалізації ВПКМ лежать у сфері високих технологій і, зокрема, в технології ІМ [12, 13].

Висновок. Проаналізовані основні використовувані матеріали, їх властивості, що обумовлені відповідними фізичними ефектами, а також особливості пристроїв та базових технологій, що застосовуються для одержання функціональних полімерних композиційних матеріалів конструктивного призначення, які експлуатуються в умовах складного напружено-деформованого стану та дії термосилових факторів.

Розв'язок досліджуваних задач науково-технічного характеру буде сприяти підвищенню ефективності базових процесів та удосконалення обладнання для одержання виробів з ІПКМ, забезпечить значну економію енергоресурсів, а також поліпшить екологічну обстановку й умови техніки безпеки при виробництві а інтелектуальних полімерних виробів. Це, в кінцевому результаті, буде сприяти економічному та соціальному прогресу в Україні.

1. Уорден К. Новые интеллектуальные материалы и конструкции. Свойства и применение [текст] / К. Уорден. М.: Техносфера, 2006. – 224с.

2. Михайлин Ю. А. Специальные полимерные композиционные материалы [текст] / Ю. А. Михайлин. – СПб.: Научные основы и технологии, 2008. – 660 с.

3. Тимошков П.Н. Современные технологии производства полимерных композиционных материалов нового поколения / П.Н. Тимошков, Д.И. Коган // Труды ВИАМ. – 2013. – №4 (viam-works.ru).

4. Песецкий С.Н. Полимерные композиты технического назначения / С.Н. Песецкий // Наука и инновации (Москва). – 2013. – №9 (127). – С.7 – 10.

5. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года / Е.Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – №2. – С. 7 – 17.

6. Івіцький І. І. Моделювання введення інтелектуальних датчиків у розплави полімерного композиційного матеріалу / І. І. Івіцький, О. Л. Сокольський, В. М. Куриленко // Технологічний аудит та резерви виробництва. — 2016. — №5/3(31). — С. 22—26.

7. Sakharov, A. S. Modeling of Polymer Melting Processes in Screw Extruder Channels / A. S. Sakharov, A. E. Kolosov, V. I. Sivetskii, A. L. Sokolskii // Chemical and Petroleum Engineering. – 2013. – Vol. 49, Issue 5-6. – P. 357–363.

8. Колосов О.Є., Сівецький В.І., Панов Є.М. Технологія одержання багатокомпонентних епоксиполімерів із застосуванням направленої фізико-хімічної модифікації. — К.: НТУУ "КПІ", 2010. — 220 с.

9. <https://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/4/49/Fibreoptic.jpg>

10. Modeling the electrostatic control over depth of the introduction of intelligent sensors into a polymer composite material / I. Ivitskiy, V. Sivetskiy, V. Bazhenov, D. Ivitska // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2017. — Vol. 1. — №5(85). — P. 4—9.

11. Kolosov, A. E. Effective hardware for connection and repair of polyethylene pipelines using ultrasonic modification and heat shrinkage. Part 2. Production bases for molding of epoxy repair couplings with shape memory / A. E. Kolosov, O. S. Sakharov, V. I. Sivetskii, D. E. Sidorov, S. O. Pristailov // Chemical and Petroleum Engineering. – 2011. – Vol. 47, Issue 3-4. – P. 210–215.

12. Сівецький В. І. Методи та пристрої для виготовлення виробів з інтелектуальних полімерних композиційних матеріалів / В. І. Сівецький, О. Л. Сокольський, І. І. Івіцький, О. Є. Колосов, В. М. Куриленко // Вісник НТУ «ХПІ». Механіко-технологічні системи та комплекси. — 2016. — №4. — С. 95—101.

13. Сівецький В.І. Технології і устаткування для формування виробів з традиційних та інтелектуальних полімерних композиційних матеріалів [текст] / В.І.Сівецький, О.Є. Колосов, О.Л. Сокольський, І.І. Івіцький. — К.: ВПК «Політехніка», 2017. — 120 с.

Стаття надійшла до редакції 13.04.2017.

УДК 004.7

Л.Ю. Крестьянполь*Луцький національний технічний університет***АНАЛІЗ СПОСОБІВ ЗАХИСТУ ІНФОРМАЦІЇ ПРИ НЕСАНКЦІОНОВАНОМУ ДОСТУПІ
З ІНТЕРНЕТУ В ЛОКАЛЬНУ МЕРЕЖУ**

Стаття присвячена аналізу потенційних загроз, що можуть виникнути при користуванні глобальною мережею Інтернет. Розглянуто організацію системи захисту інформації в сучасних інформаційних технологіях, виділено групи атак за певною ціллю та виконано огляд сучасних методів захисту даних в локальних мережах.

Ключові слова: захист інформації, атаки, засоби захисту, локальна мережа.

Л.Ю. Крестьянполь**АНАЛИЗ СПОСОБОВ ЗАЩИТЫ ИНФОРМАЦИИ ПРИ НЕСАНКЦИОНИРОВАННОМ
ДОСТУПЕ ИЗ ИНТЕРНЕТА В ЛОКАЛЬНУЮ СЕТЬ**

Статья посвящена анализу потенциальных угроз, которые могут возникнуть при использовании глобальной сети Интернет. Рассмотрена организация системы защиты информации в современных информационных технологиях, выделены группы атак по определенной цели и выполнен обзор современных методов защиты данных в локальных сетях.

Ключевые слова: защита информации, атаки, средства защиты, локальная сеть.

L. Krestyanpol**ANALYSIS OF INFORMATION PROTECTION METHODS IN CASE OF UNAUTHORIZED
ACCESS FROM THE "INTERNET" IN THE LAN (LOCAL AREA NETWORK)**

The article is devoted to the analysis of potential threats that may arise when using the "Internet". The organization of the information security system in modern information technologies is considered. We identified attack groups for a specific purpose and reviewed current methods of protecting data in local networks.

Keywords: information security, attacks, protection methods, local area network.

Постановка проблеми. Сучасний розвиток технологій Internet призводить до необхідності захисту інформації, переданої в рамках локальної мережі від порушення інформаційних каналів і ресурсів; несанкціонованого доступу до інформації, що приводить до порушення її цілісності; руйнування засобів захисту що вбудовані, протиправних дій користувачів і обслуговуючого персоналу; впровадження "вірусів" і "закладок" в програмні продукти та технічні засоби. Для протидії атак та забезпечення надійної побудови системи захисту виділяють певну сукупність організаційно-технічних заходів і правових норм.

У статті здійснено огляд видів загроз інформаційної безпеки та наведено способи протидії при несанкціонованих доступах.

Аналіз останніх досліджень. Проблематикою захисту комп'ютерної інформації в свій час займалися Б.Анин[1], А.В. Галицкий [2], дослідженням атак та загроз в локальних мережах - А. Лукацкий [3]. Детальним дослідженням атак через Інтернет займалися И.Д. Медведовский, П.В.Семьянов, В.В. Платонов[4].

В свою чергу К. Касперский [5] описує техніку мережевих атак та займається створенням методів протидії при несанкціонованих доступах.

Виклад основного матеріалу. Поняття "інформаційної безпеки" є комплексним та включає у себе ряд наступних процедур, виконання яких в повній мірі забезпечить належний рівень захисту. До даних процедур відноситься: надійність збереження даних і програмного забезпечення, захист даних від несанкціонованого доступу, захист від крадіжки інформації, захист програмного забезпечення і апаратного забезпечення, захист від вірусів, збереження таємниці листування. Для виконання вище виділених процедур використовують різні заходи з захисту інформації

Захист інформації - це сукупність організаційно-технічних заходів і правових норм для попередження заподіяння збитку інтересам власника інформації. Тривалий час методи захисту інформації розроблялися тільки державними органами, а їхнє впровадження розглядалося як виключне право тієї або іншої держави. Проте в останні роки з розвитком комерційної і підприємницької діяльності збільшилося число спроб несанкціонованого доступу до конфіденційної інформації, а проблеми захисту інформації виявилися в центрі уваги багатьох вчених і спеціалістів із різноманітних країн.

На рисунку 1 наведено додатки які у 2015 році були використані зловмисниками для використання нових технік маскуванню експлойтів, шеллкодів і корисного навантаження з метою затруднення виявлення зараження і аналізу шкідливого коду [6].

Також, в таблиці 1 наведено ТОП – 10 країн з найбільшим процентом атак протягом 2015 року.

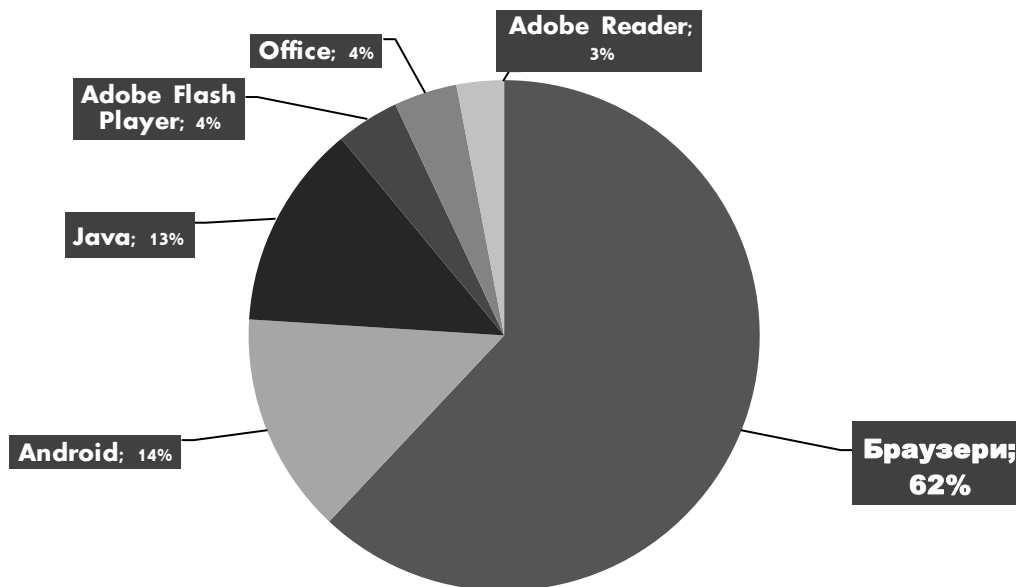


Рис. 1. Розподіл експлойтів, використаних в атаках зловмисників, за типами атакованих додатків, 2015 рік

Таблиця 1.

Перелік країн з найбільшим відсотком атак у фінансовій сфері серед користувачів Інтернет

№ п/п	Країна	Відсоток атакованих користувачів (%)
1	Сінгапур	11,6
2	Австрія	10,6
3	Швейцарія	10,6
4	Австралія	10,1
5	Нова Зеландія	10,0
6	Бразилія	9,8
7	Намібія	9,3
8	Гонконг	9,0
9	Південна Африканська Республіка	8,2
10	Ліван	6,6

В основному атаки здійснювались у фінансовій сфері за допомогою шкідливого програмного забезпечення, що використовується для атак на користувачів онлайн-банкінгу.

Що ж стосується України, то за даними Всесвітнього економічного форуму, відповідно до доповіді “Глобальний звіт про розвиток інформаційних технологій 2013: “Зростання та праця у гіперзв’язаному світі””, рейтинг України за основними індексами, що стосуються інформаційно-комунікаційних технологій щорічно зростає.

1. Індекс мережевої готовності (WEF Networked Readiness Index) 2013 рік – 73 місце, 2011–2012 роках — 75 місце із 142 країн (90 місце у 2010–2011 роках із 138 країн) [7];

2. Індекс технологічної готовності (WEF Technological Readiness Index) у 2012–2013 роках — 81 місце із 144 країн, у 2011–2012 роках — 82 місце із 142 країн та у 2010–2011 роках — 83 місце із 139 країн [8];

Хоча Україна все ще залишається на найнижчому рівні серед середньо-розвинутих країн, встеж таки, тенденція росту дає підґрунття для початку аналізу та роботи у сфері захисту інформації в Інтернеті.

Організація системи захисту інформації в сучасних інформаційних технологіях

При побудові системи захисту, перш за все визначають можливі загрози для інформаційних ресурсів. Виходячи від роду загроз забезпечення інформаційної безпеки базується на комплексному підході.

Підґрунттям для реалізації політики захисту інформації є законодавчі акти. В організаційній структурі системи захисту інформації назвемо їх **“законодавчі засоби захисту”**. Вони визначаються законодавчими актами країни, в якій регламентуються правила використання, опрацювання і передачі інформації обмеженого доступу і встановлюються міри відповідальності за порушення цих правил.

Контроль за дотриманням вимог до захисту інформації та експлуатації спеціальних програмно-технічних засобів захисту, а також забезпечення організаційних заходів з захисту інформаційних систем, що опрацьовують інформацію з обмеженим доступом в недержавних структурах, здійснюються органами державної влади. Організації, які опрацьовують інформацію з обмеженим доступом, що є власністю держави, створюють спеціальні служби для забезпечення захисту інформації.

Ризик, пов'язаний з використанням не сертифікованих інформаційних систем лежить на власнику цих систем, а ризик, пов'язаний з використанням інформації, отриманих з сертифікованих систем, лежить на споживачеві інформації.

Наступним етапом побудови системи захисту є накази, розпорядження та інші дії керівництва організацій, пов'язаних з інформаційними системами, що захищаються.

Організаційні засоби захисту являють собою організаційно-технічні й організаційно-правові заходи, здійснювані в процесі створення й експлуатації устаткування для забезпечення захисту інформації. Організаційні заходи охоплюють усі структурні елементи устаткування на всіх етапах їхнього життєвого циклу (будівництво помешкань, проектування системи, монтаж і наладка устаткування, іспити й експлуатація).

Безпека інформації забезпечується застосуванням комплексу прийомів, що можна класифікувати в такий спосіб:

- організація охорони помешкань у тому числі з застосуванням систем радіосигналізації; забезпечення безпеки комп'ютерних систем програмними й апаратними засобами;
- періодичне тестування помешкань методами нелінійної радіолокації;
- забезпечення захищеності від прослуховування засобів мобільного радіозв'язку;
- забезпечення акустичної безпеки помешкань і персоналу;
- криптографічні заходи.

Інженерно-технічні засоби реалізуються у вигляді автономних пристроїв і систем і виконують функції загального захисту об'єктів, на яких опрацьовується інформація. До них ставляться, наприклад, пристрої захисту територій і будинків, замки на дверях, де розміщене устаткування, ґрати на вікнах, електронно-механічне устаткування охоронної сигналізації.

Під **апаратними технічними засобами** розуміють пристрої, що вбудовуються безпосередньо в обчислювальну техніку, або компонуються разом з нею. В наш час існує широкий спектр таких приладів, але найбільшого використання набули такі:

- спеціальні реєстри для збереження реквізитів захисту: паролів, кодів ідентифікації, грифів або рівнів секретності;
- пристрої для вимірювання індивідуальних біометричних характеристик людини з метою ідентифікації;
- схеми переривання передачі інформації в лінії зв'язку з метою періодичної перевірки адреси видачі даних;
- пристрої для шифрування інформації (криптографічні методи).

Програмні засоби складають сукупність програмного забезпечення, для ідентифікації користувачів, контролю доступу, шифрування інформації, знищення тимчасових файлів, тестового

контролю системи захисту та інше. Використання програмних засобів захисту інформації має цілий ряд переваг – універсальність, гнучкість, надійність, простота у використанні то можливість модифікації.

Проте, також варто пам'ятати і про людський фактор, на який зловмисники найчастіше орієнтуються. Необережність, цікавість або неухважність користувача можуть звести нанівець всю систему захисту.

Види загроз (атак) інформаційної безпеки та протидія їм.

Метою атаки на будь-які об'єкти є отримання користі або прибутку від отриманих даних. В результаті усі атаки можна поділити на групи з певною ціллю.

1. Заміна, модифікація конфіденційної інформації, або крадіжка персональних даних.
2. Отримання доступу до інформації.
3. Перехват інформації.
4. Блокування роботи технічних засобів, або атака на відмову в обслуговуванні.

В таблиці 2 наведено цілі атак та способи їх реалізації

Таблиця 2

Способи реалізації атак щодо цілей

Заміна, модифікація конфіденційної інформації, або крадіжка персональних даних	Отримання доступу до інформації.	Перехват інформації.	Блокування роботи технічних засобів, або атака на відмову в обслуговуванні.
Man-in-the-Middle	Віруси, троянські коні, поштові хробаки,	Аналізатори протоколів (sniffers)	Атака листами (спам)
SQL-ін'єкція, Cross Site Scripting	Мережева розвідка	Man-in-the-Middle	DOS/DDOS атаки
Phishing-атаки	IP-спуфінг		Атаки "Ping of Death"

Перш за все, для протидії атаки варто задіяти методи фізичного перешкоджання шляху зловмиснику до інформації, створити перешкоду. Для цього використовують технічні засоби знімання інформації і дії на неї.

Наступним кроком є методи по управлінню доступом, що включає наступні функції захисту: ідентифікація користувачів, персоналу і ресурсів інформаційної системи (привласнення кожному об'єкту персонального ідентифікатора); аутентифікація об'єкту або суб'єкта після пред'явленому їм ідентифікатору; захист Web-додатків за допомогою S-HTTP і SSL-протоколів; захист електронної пошти за допомогою стандартів: PEM, S/MIME, PGP; захист мереж міжмережевими екранами.

На кожен вид потенційної атаки застосовують свої способи протидії.

Проблема з SQL-ін'єкціями вирішується приведенням цілих і дробових величин, перед їх використанням в запиті до потрібного типу.

Мінімізацію появи Phishing-атаки частково вирішують використанням тільки перевірених ресурсів і шляхів доступу до них, а також використанням антивірусних засобів.

Проблему з троянськими програмами, вірусами, поштовими хробаками певною мірою вирішує використання антивірусних засобів і регулярне оновлення їх сигнатур.

Проблему з мережевою розвідкою вирішують відключенням відлуння ICMP і відлуння відповіді на периферійних маршрутизаторах, та використанням систем виявлення проникнень.

Проблему з IP-спуфінгом в повній мірі вирішити не можливо. Застосування криптографічної аутентифікації, фільтрації RFC 2827, та контролю доступу частково послабить дану проблему.

Проблему з сніфферами частково можна вирішити шифруванням даних, що передаються, використанням антисніфферів, міжмережових екранів.

Вирішення проблеми з атакою Man-in-the-Middle є шифрування потоку інформації.

Загроза атак типу DOS/DDOS може знижуватися трьома способами:

- Функції анти-спуфинга. Правильна конфігурація функцій анти-спуфинга на маршрутизаторах і міжмережових екранах допоможе знизити ризик DOS. Ці функції, як мінімум, повинні включати фільтрацію RFC 2827.

- Функції анти-DOS. Правильна конфігурація функцій анти-DOS на маршрутизаторах і міжмережових екранах може обмежити ефективність атак. Ці функції часто обмежують число напіввідкритих каналів в будь-який момент часу.

- Обмеження обсягу трафіку (швидкість трафіку обмеження). Організація може попросити провайдера обмежити обсяг трафіку. Цей тип фільтрації дозволяє обмежити обсяг некритичного трафіку, що проходить по мережі [9].

Рішенням проблеми з атакою "Ping of Death" є введення додаткової перевірки розміру зібраного пакета при отриманні, яка підсумовує зміщення фрагментації всіх пов'язаних пакетів. Якщо загальна сума перевищить 65 535, пакет вважається неправильним і відкидається. Подібна перевірка може проводитися і в міжмережових екранах.

Висновки. Таким чином, на основі проведеного аналізу методів та способів несанкціонованого доступу в сучасних інформаційних системах та мережах проведено їх ранжування за цілями атаки. Розглянуто організаційну структуру системи захисту інформації та етапи її реалізації. На основі проведених досліджень виділено основні види атак та недоліки при проектуванні системи захисту інформації, а саме від несанкціонованих дій користувачів і програм; втрати інформації і порушення працездатності комп'ютерної системи та адміністративного управління мережею.

Список використаних джерел:

1. Анин Б. Защита компьютерной информации. — СПб.: БХВ-Петербург, 2000. — 384 с.
2. Галицкий А.В. и др. Защита информации в сети – анализ технологий и синтез решений. М.: ДМК Пресс, 2005. - 616 с.
3. Лукацкий А. Обнаружение атак. — СПб.: БХВ-Петербург, 2001. — 624 с.
4. Медведовский И.Д., Семьянов П.В., Платонов В.В. Атака через Internet. НПО "Мир и семья- 95", 1997.
5. Касперски К. Техника сетевых атак. М.: СОЛОН-Р, 2001.
6. Kaspersky Security Bulletin 2015. Основная статистика за 2015 год. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://securelist.ru/analysis/ksb/27543/kaspersky-security-bulletin-2015-osnovnaya-statistika-za-2015-god>— Заголовок з екрану.
7. Global Information Technology Report 2013. Growth and Jobs in a Hyperconnected World / World Economic Forum. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://reports.weforum.org/global-information-technology-report-2013/#>. – Заголовок з екрану.
8. Global Competitiveness Report 2013. Growth and Jobs in a Hyperconnected World / World Economic Forum. – Geneva Switzerland-2012. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://reports.weforum.org/global-competitiveness-report-2012-2013/#>— Заголовок з екрану.
9. Боршевські А. Е. Мережеві атаки. Види. Способи боротьби [Текст] // Сучасні тенденції технічних наук: матеріали Міжнар. науч. конф. (Г. Уфа, жовтень 2011 року). - Уфа: Літо, 2011. - С. 8-13.
10. P. Resnick, RFC-2821 "Internet Message Format (Proposed Standart)", April 2001.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017

УДК 539.375

В.А. Кривень¹, Н.І. Блащак¹, А.Р. Бойко¹, В.Ю. Задорожний²Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя¹Тернопільський технічний коледж ТНТУ імені Івана Пулюя²**ПЛАСТИЧНЕ ВІДШАРОВУВАННЯ ПІД ЗСУВНИМ НАВАНТАЖЕННЯМ ДВОХ ПАРАЛЕЛЬНИХ ВКЛЮЧЕНЬ ЗА УМОВИ ЇХ ОДНОБІЧНОГО КОНТАКТУ З СЕРЕДОВИЩЕМ**

Досліджено напружено-деформований стан необмеженого пружно-пластичного тіла з двома тонкими жорсткими паралельними включеннями, кожне з яких до навантаження перебувало в односторонньому контакті із середовищем. Зовнішні грані пари включень початково знаходились в ідеальному контакті з середовищем, внутрішні не контактували з ним. Деформація тіла зумовлена діючим на нескінченності зсувним квазістатичним зростаючим навантаженням, паралельним прямій, проведеної через центри включень. В процесі навантаження вздовж зовнішніх граней включень, починаючи від їх вершин, розвиваються пластичні смуги і відбувається міжфазне відшаровування. Отримано чисельно-аналітичний розв'язок задачі. Показано, що одностороння відсутність механічного зв'язку з середовищем дуже суттєво проявляється за низького навантаження і, в цілому, призводить до зменшення ділянок міжфазного відшаровування.

Ключові слова: одностороннє відшароване включення, міжфазні пластичні смуги, антиплоска деформація, аналітичний розв'язок.

В.А. Крывень, Н.И. Блащак, А.Р. Бойко, В.Ю. Задорожний

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ОТСЛАИВАНИЕ ПОД СДВИГОВОЙ НАГРУЗКОЙ ДВУХ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ, НАХОДЯЩИХСЯ СО СРЕДОЙ В ОДНОСТОРОННЕМ КОНТАКТЕ

Исследовано напряженно-деформированное состояние неограниченного упругопластического тела с двумя тонкими жесткими параллельными включениями, каждое из которых предварительно находилось в одностороннем контакте со средой. Внешние грани пары включений изначально находились в идеальном контакте со средой, внутренние не контактировали с ней. Деформация тела обусловлена действующей на бесконечности сдвиговой квазистатическим возрастающей нагрузкой, параллельной прямой, проходящей через центры включений. В процессе деформирования вдоль внешних граней включений, начиная от их вершин, развиваются пластические полосы и происходит межфазное отслаивание. Получено численно-аналитическое решение задачи. Показано, что неполная механическая связь со средой очень существенно проявляется при низкой нагрузке и, в целом, приводит к уменьшению участков межфазного отслаивания.

Ключевые слова: одностороннее отслоившееся включение, междуфазные пластические полосы, антиплоская деформация, аналитическое решение

V.A. Kryven, N.I. Blashchak, A.R. Boyko, V.J. Zadorozhnyy

PLASTIC EXFOLIATION OF TWO PARALLEL INCLUSIONS UNDER THE SHEAR LOADING AT ONE SIDED CONTACT WITH ENVIRONMENT

Stress-deformed state of unbounded elastic-plastic body with two thin rigid parallel inclusions, each of them before loading has one-sided contact with environment, was investigated. Initially external edges of a pair of inclusions have strongly contacted with environment, internal ones have not contacted with it. Deformation of body was caused by acting on infinity shear quasi statically increasing loading, which is parallel to the line that passes through the centers of inclusions. Under leading plastic strips evolve along the external edges of inclusions from the inclusion apices and interfacial exfoliation occurs. Formulation of the stress problem was given. This stress problem is reduced to the nonlinear boundary problem of the theory of complex analytic functions. Numerical-analytic solution of this problem was obtained by the method of conformal maps. Regularities of plastic exfoliation of inclusions in case of arbitrary distance between them were researched. Particular cases namely the initial stage of deformation and the long distance between inclusions were analyzed. Simpler formulae for determine interfacial plastic strip lengths depending on singular term of corresponding elastic field were obtained. It is shown that one-sided absence of mechanic contacting with environment appears very serious provided low loading and causes to reduction of zones of interfacial exfoliation.

Keywords: unilateral exfoliated inclusion, interfacial plastic bands, antiplane deformation, analytic solution

Вступ. Дослідження напружено-деформованого стану тіл з близько розташованими включеннями представляють значний інтерес для теорії міцності композитів і армованих матеріалів та прогнозування і оптимізації їх деформаційних характеристик. Для лінійно-пружних тіл ця проблема вивчалася у багатьох працях [1, 2]. Для пружно-пластичних тіл ці питання з'ясовано набагато слабше [3, 4]. Актуальними залишаються питання про напружено-деформований стан тіла із взаємодіючими включеннями за умови недосконалого контакту включень з середовищем і їх пластичного відшаровування [5 - 9].

Постановка задачі. Дослідимо напружено деформований стан ідеально пружно-пластичного півпростору $x > 0, -\infty < y, z < \infty$ з двома паралельним жорстким тонким включенням $x = \pm a, -l \leq y \leq l$, під впливом прикладеного на безмежності квазістатично зростаючого зсувного навантаження $\tau_{yz} = \tau_\infty, \tau_{xz} = 0$. Розглянемо випадок однобічного контакту включень з середовищем: вважатимемо, що до навантаження включень перебували у ідеальному контакті з середовищем вздовж граней $x = -a - 0, |y| \leq l$ і $x = a + 0, |y| \leq l$ і не контактували з ним вздовж других граней $x = a - 0, |y| \leq l$ і $x = -a + 0, |y| \leq l$. ($2l$ – висота включень $2a$ – відстань між включеннями).

Матеріал тіла приймаємо ідеально пружно-пластичним із зсувною границею текучості рівною k . Пластичні деформації вважаємо локалізованими на межі включення- середовище у міжфазних смугах $x = -a - 0, -l \leq |y| \leq l$ і $x = a + 0, l - d \leq |y| \leq l$, (d – довжина міжфазних смуг, яка визначається величиною прикладеного навантаження) (рис. 1). Задача полягає у визначенні напружено деформованого стану і дослідженні розвитку пластичних смуг зі збільшенням навантаження.

Формалізація і розв'язання задачі. Постановка задачі у напруженнях у першому

квадранті $x > 0, y > 0$, розрізаному вздовж відрізка $x = a, 0 < y < l$, відповідного половині включення (надалі область **D**) виглядатиме так:

$$\begin{aligned} \tau_{xz}(0, y) &= 0 \quad (0 < y < +\infty), \\ \tau_{xz}(x, 0) &= 0 \quad (0 < x < a), \\ \tau_{xz}(a - 0, y) &= 0 \quad (0 \leq y < l), \\ \tau_{xz}^2(a + 0, y) + \tau_{yz}^2(a + 0, y) &= k^2 \quad (l - d \leq y < l), \\ \tau_{yz}(a + 0, y) &= 0 \quad (0 < y < l - d), \\ \tau_{xz}(x, 0) &= 0 \quad (a \leq x < +\infty), \\ \lim_{\zeta \rightarrow \infty} \tau(\zeta) &= \tau_\infty. \end{aligned} \quad (1)$$

Функція комплексного аргументу $\tau(\zeta) = \tau_{yz}(x, y) + i\tau_{xz}(x, y) \quad \zeta = x + iy$, складена із компонент тензора напружень, є аналітичною, в пружній частині тіла, яку внаслідок симетрії задачі досить визначити в області **D**.

Зміст рівностей (1) є таким: перша – непарність зміщення $w(x, y)$ відносно осі ординат, друга – непарність зміщення $w(x, y)$ відносно осі абсцис, третя – відсутність напружень на вільній від контакту ділянці тіла, четверта – умова пластичності в точках міжфазних пластичних смуг; п'ята – наявність ідеального механічного зв'язку в зоні ідеального контакту включення із середовищем, остання – виражає величину діючого навантаження.

Крім (1) повинна виконуватися умова недосягнення пластичного стану поза пластичними смугами: $|\tau(\zeta)| < k$.

Унаслідок умов (1) функція $\tau(\zeta)$ конформно відображає область **D** на круговий сектор $|\tau| < k, 0 < \arg \tau < \frac{\pi}{2}$ (область **G**) площини τ .

Існують три пари точок A, D, F , координати яких в обох площинах ζ і τ є відомими: $\zeta_A = \infty, \tau_A = \tau_\infty$; $\zeta_D = a + il, \tau_D = k$; $\zeta_F = a, \tau_F = 0$. Тому, за теоремою Рімана, відображення $\tau(\zeta)$ існує і є єдиним. Ця властивість відображення забезпечує єдиність координат усіх решти

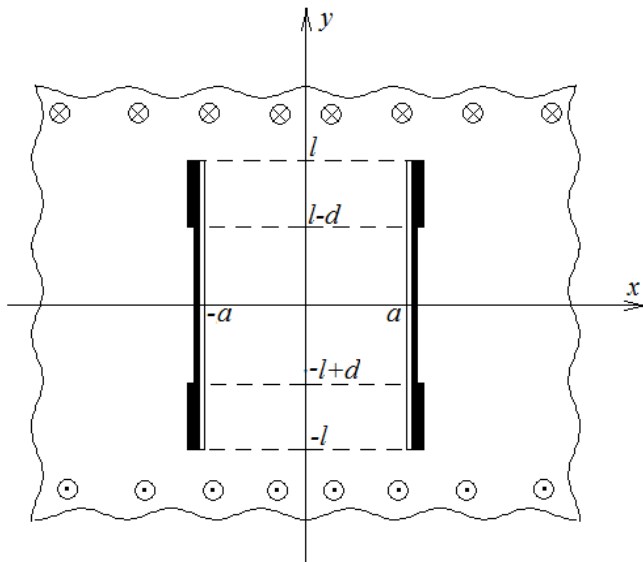


Рис. 1. - Поперечний переріз тіла. Показано включення і міжфазні пластичні смуги.

точок, які на даному етапі розв'язування задачі залишаються невідомими, зокрема координата точки кінця пластичної смуги у площині ζ . Таким чином довжина пластичних смуг однозначно визнається для кожного τ_∞ з умови існування розв'язку задачі (1).

Оскільки область $\mathbf{D}$ є прямолінійним багатокутником, відображення $\tau(\zeta)$ зручно будувати у параметричному вигляді:

$$\zeta = \zeta(t), \tau = \tau(t) \quad (t \in H, \quad H = \{ \text{Im} t > 0 \}) \quad (2)$$

Тепер зауважимо, що координати точок відомих у площинах ζ і τ можна довільно фіксувати у площині допоміжного комплексного параметра t . Покладемо їх відповідно рівними $t_A = \infty, t_D = 0, t_F = 1$.

Другу із функцій (2) знайдемо композицією елементарних відображень:

$$\tau(t) = 2k^2 \tau_\infty \frac{\sqrt{t-1}}{\sqrt{(k^2 + \tau_\infty^2)^2 t - 4k^2 \tau_\infty^2 + (k^2 - \tau_\infty^2)\sqrt{t}}}. \quad (3)$$

Оскільки координата точки E апіорі відома у площині τ , то із формули (3) можна знайти її координату у площині t : $t_E = 4k^2 \tau_\infty^2 (k^2 + \tau_\infty^2)^{-2}$.

Відображення $\zeta(t)$ знайдемо за допомогою перетворення Шварца-Крістоффеля:

$$\zeta(t) = a + il + \frac{a}{\int_{t_B}^{t_C} F(\eta) d\eta} \int_0^t \frac{\eta d\eta}{\sqrt{(\eta - t_B)(\eta - t_C)(\eta - 1)}}, \quad (4)$$

$$\text{де } F(\eta) = \frac{|\eta|}{\sqrt{(\eta - t_B)(\eta - t_C)(\eta - 1)}}$$

Тут і нижче під $\sqrt{\eta + p}$ (p – дійсне число) розуміємо аналітичну у верхній півплощині функцію, що набуває дійсних додатних значень, коли η – дійсне і більше за $-p$.

Параметри t_B і t_C ($t_B < t_C < 0$) слід підібрати так, аби виконувалися потрібні метричні співвідношення у фігурі $\mathbf{D}$:

$$\begin{cases} l \int_{t_B}^{t_C} F(\eta) d\eta = a \int_{t_D}^{t_F} F(\eta) d\eta; \\ \int_{t_C}^0 F(\eta) d\eta = \int_0^1 F(\eta) d\eta. \end{cases} \quad (5)$$

Перша із рівностей (5) забезпечує потрібне співвідношення між висотою включень і відстанню між ними; друга – рівність берегів розрізу в області $\mathbf{D}$.

Розв'язок системи (5) відносно t_B і t_C можна отримати методом послідовних наближень:

$$t_B^{(j+1)} = t_B^{(j)} \left(1 + \frac{BC^{(j)}l - CD^{(j)}a}{BC^{(j)}l + CD^{(j)}a} \right); \quad t_C^{(j+1)} = t_C^{(j)} \left(1 - t_C^{(j)} \frac{CD^{(j)} - DF^{(j)}}{CD^{(j)} + DF^{(j)}} \right), \quad (j = 1, 2, \dots),$$

$$t_B^{(0)} = -2; \quad t_C^{(0)} = -1, \quad (6)$$

$$\text{де } BC^{(j)} = \int_{t_B^{(j)}}^{t_C^{(j)}} F^{(j)}(\eta) d\eta; \quad CD^{(j)} = \int_{t_C^{(j)}}^0 F^{(j)}(\eta) d\eta; \quad DF^{(j)} = \int_0^1 F^{(j)}(\eta) d\eta, \quad \text{функція } F^{(j)}(\eta)$$

відрізняється від $F(\eta)$ тільки заміною t_B і t_C відповідно на $t_B^{(j)}$ і $t_C^{(j)}$.

Зробимо декілька зауважень що до обчислення інтегралів системи (5). Перше: усі інтеграли системи (5) виражаються аналітично через еліптичні інтеграли, але для знаходження їх значень потрібно застосовувати чисельні методи. Якщо відношення a/l не є малою величиною для обчислення інтегралів системи (5) можна скористатися кубатурними формулами, реалізованими наприклад у пакеті MATLAB. Обчислювальні складнощі появляються для малих значень a/l

(включення близькі до межі півпростору). Тоді інтеграл $\int_{t_C^{(j)}}^0 F^{(j)}(\eta) d\eta$ набагато більший, ніж

$\int_{t_B^{(j)}}^{t_C^{(j)}} F^{(j)}(\eta) d\eta$, що забезпечується близькістю параметрів $t_B^{(j)}$ і $t_C^{(j)}$, і суттєво ускладнює обчислення

обох вказаних інтегралів: $\int_{t_B^{(j)}}^{t_C^{(j)}} F^{(j)}(\eta) d\eta$ – внаслідок швидкої зміни підінтегральної функції,

$\int_{t_C^{(j)}}^0 F^{(j)}(\eta) d\eta$ – внаслідок того що поведінка підінтегральної функції в околі точки $t_C^{(j)}$ близька до

поведінки в околі точки із неінтегрованою особливістю, хоча особливість у точці $t_C^{(j)}$ інтегрована. Застосування відомих програмних засобів стає неможливим. Для подолання вказаних складностей скористаємося тим, що при $t_B^{(j)} \rightarrow t_C^{(j)}$ функція

$$g(\eta) = \begin{cases} \frac{1}{\sqrt{(\eta - t_B^{(j)})(t_C^{(j)} - \eta)}}, & \eta \in (t_B^{(j)}; t_C^{(j)}) \\ 0, & \eta \notin (t_B^{(j)}; t_C^{(j)}) \end{cases} \quad \text{прямує до} \quad \pi \delta\left(\eta - \frac{(t_C^{(j)} + t_B^{(j)})}{2}\right) \quad (\delta - \text{дельта}$$

функція Дірака) і, отже, $\int_{t_B^{(j)}}^{t_C^{(j)}} F^{(j)}(\eta) d\eta \approx \pi \frac{t_C^{(j)} + t_B^{(j)}}{\sqrt{2(2 - t_C^{(j)} - t_B^{(j)})}}$ з дуже високою точністю коли

$|t_C^{(j)} + t_B^{(j)}| < 0,05$. Якщо ж $|t_C^{(j)} + t_B^{(j)}| \geq 0,05$ достатню точність забезпечують кубатурні формули.

Для обчислення $\int_{t_C^{(j)}}^0 F^{(j)}(\eta) d\eta$ перед застосуванням кубатурної формули слід позбутися особливості у точці $t_C^{(j)}$.

Беручи до уваги, що кінцевій точці пластичної смуги відповідає $t = t_E$, із (4) отримуємо формулу для довжини міжфазної пластичної смуги:

$$d = \frac{a}{\int_{t_B}^{t_C} F(\eta) d\eta} \int_{t_B}^1 F(\eta) d\eta. \quad (7)$$

Рівності (3), (4), (7) дають розв'язок крайової задачі (1), визначають функцію напружень і залежність від величини навантаження довжини міжфазної смуги пластичного відшаровування.

Як частковий випадок із формули (7) можна отримати функцію напружень $\tau_0(\zeta)$ і довжину міжфазної пластичної смуги d_0 для окремого включення. Для цього змістимо паралельним перенесенням початок координат у площині ζ у центр правого включення і спрямуємо відстань між включеннями $a \rightarrow \infty$. У такий спосіб отримуємо:

$$\tau_0(\zeta) = \frac{\sqrt{(k^2 + \tau_\infty^2)^2 \sqrt{\zeta^2 + l^2} - 4k^2 \tau_\infty^2 l - (k^2 - \tau_\infty^2) \sqrt{\zeta^2 + l^2}}}{2\tau_\infty \sqrt{\sqrt{\zeta^2 + l^2} - l}},$$

$$d_0 = l \frac{(k^2 + \tau_\infty^2)^2 - (k^2 - \tau_\infty^2) \sqrt{k^4 + 6k^2 \tau_\infty^2 + \tau_\infty^4}}{(k^2 + \tau_\infty^2)^2}.$$

Для порівняння наведемо залежність довжини міжфазної пластичної смуги від навантаження $d_1(\tau_\infty)$ для включення, яке до навантаження перебувало в ідеальному двобічному контакті з середовищем [4]:

$$d_1(\tau_\infty) = \frac{2l\tau_\infty^2}{k^2 + \tau_\infty^2}.$$

Частковим випадком отриманого розв'язку задачі про пластичне відшаровування включень є також пружний розв'язок цієї задачі, який отримаємо граничним переходом $k \rightarrow \infty$.

Із формул (3) одержуємо функцію $\tau = \tau^{(e)}(t)$,

$$\tau^{(e)}(t) = \tau_\infty \sqrt{\frac{t-1}{t}},$$

яка в парі із (4) дає пружний розв'язок розглянутої задачі.

Зважаючи на важливість поведінки напружень в околі вершин включень і тріщин для механіки руйнування, дослідимо асимптотику поля пружного поля напружень в колі вершин включень

Оскільки $\zeta \rightarrow a + il$, коли $t \rightarrow 0$, то у цьому випадку із формул (4), (8) отримуємо:

$$\tau^{(e)}(t) = \frac{\tau_\infty}{\sqrt{t}} + o(t^{-1/2}), \quad \zeta(t) = a + il + \frac{a}{2 \int_{t_B}^{t_C} F(\eta) d\eta} \frac{t^2}{\sqrt{t_B t_C}} + o(t^2)$$

І, отже,

$$\tau^{(e)}(\zeta) = \frac{K}{\sqrt[4]{\zeta - a - il}} + o((\zeta - a - il)^{-1/4}), \quad K = \frac{\tau_\infty \sqrt[4]{a}}{\sqrt[4]{2 \sqrt{t_B t_C} \int_{t_B}^{t_C} F(\eta) d\eta}}$$

коли $\zeta \rightarrow a + il$.

Поле пружних напружень сингулярне у вершинах включень з показником $1/4$:

Для квазікрихких матеріалів практично важливою є дослідження початкової стадії розвитку пластичних деформацій та спрощені формули для опису зони пластичних деформацій (довжини пластичних смуг), що опираються на сингулярну складову поля пружних напружень. З цією метою дослідимо початкову стадію пластичного відшаровування включень для випадку навантажень, набагато менших за границю текучості $\tau_\infty \ll k$.

Оскільки $t_E \ll 1$, коли $\tau_\infty \ll k$, для початкової стадії пластичного відшаровування із формули (7) отримуємо

$$d \approx \frac{a}{2 \sqrt{t_B t_C} \int_{t_B}^{t_C} F(\eta) d\eta} t_E^2 \approx \frac{8a\tau_\infty^4}{k^4 \sqrt{t_B t_C} \int_{t_B}^{t_C} F(\eta) d\eta} - \text{смуги пластичного відшаровування ростуть}$$

пропорційно τ_∞^4 , а довжина пластичних смуг через коефіцієнт K пружного розв'язку визначається

за формулою $d = 16K^4 \frac{\tau_\infty^4}{k^4} l$. При низьких навантаженнях неповний контакт дуже суттєво впливає на розвиток міжфазного відшаровування: смуги ростуть пропорційно другому степеню відношення τ_∞ / k за умови суцільного контакту, тоді як за умови однобічного контакту – четвертому.

Висновки. Отримано чисельно-аналітичний розв'язок задачі про напружено - деформівний стан необмеженого тіла з тонким жорстким паралельними між собою тунельним включенням. Вважається, що вздовж внутрішніх граней включень механічний контакт включень із середовищем відсутній, зовнішніх – ідеальний. Деформація тіла зумовлена діючим на нескінченності зсувним квазістатично зростаючим навантаженням, паралельним прямій, проведений через центри включень, під впливом якого проходить пластичне відшаровування включень вздовж зовнішніх їх граней. Досліджено закономірності пластичного відшаровування включень для довільної між ними відстані. Зроблено аналіз часткових випадків: початкової стадії деформування, великої відстані між включеннями. Отримано спрощені формули, що визначають довжини міжфазних пластичних смуг через сингулярний член відповідного пружного поля. Показано, що однобічна відсутність механічного зв'язку з середовищем дуже суттєво

проявляється за низького навантаження і, в цілому, призводить до зменшення ділянок міжфазного відшаровування.

Список використаних джерел:

1. Сулим Г. Т. Основи математичної теорії термопружної рівноваги деформівних твердих тіл з тонкими включеннями: монографія. Сулим Г. Т. – Львів: Дослідно-видавничий центр НТШ, 2007. – 716 с.
2. Панасюк В. В. Концентрация напряжений в трехмерных телах с тонкими включениями // Панасюк В. В., Стадник М. М., Силованюк В. П. – Киев : Наук. думка, 1986. – 215 с.
3. V. A. Kryven'. Initial stage of plastic exfoliation of a rectangular inclusion under conditions of one-sided contact with a medium / V. A. Kryven', V. B. Valiashek. – Journal of Mathematical Sciences, 2010, Vol. 171, No. 4. – P 107–116.
4. Kryven, V. A. Sulym, G. T. Yavorska, M. I. Plastic interfacial slip of periodic systems of rigid thin inclusions undergoing longitudinal shear . // Journal of Theoretical and Applied Mechanics. 2006. – 44, № 4. – P. 837–848.
5. Большаков В.И., Андрианов И.В., Данишевский В.В. Асимптотические методы расчета композитных материалов с учетом внутренней структуры. – Днепропетровск: Пороги, 2008. – 196 с.
6. Победра Б.Е. Механика композиционных материалов. – М.: Изд-во МГУ, 1984. – 336 с.
7. Сильвестров В.В., Ярдухин А.К. Межфазная трещина и отслоившееся тонкое жесткое гладкое межфазное включение при сложном нагружении // Проблемы механики неупругих деформаций: М.: Физматлит, 2001. с. 301–313.
8. Лавренюк М.В. Дослідження напружено-деформованого стану нескінченної пружної платівки з прямокутними включеннями за умов ідеального та неідеального контактів // Вісник Київського університету. – 1998. №4. – с. 17–26.
9. Лавренюк М.В. Дослідження напружено-деформованого стану скінченної платівки з двома включеннями за умов ідеального та неідеального контактів// Вісник Київського університету. – 1999. №2. – с. 40–49.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2017

A. Kudriashov, T. Buratowski, M. Giergiel

AGH University of Science and Technology

ROBOT'S POSE ESTIMATION IN ENVIRONMENT EXPLORATION PROCESS WITH SLAM AND LASER TECHNIQUES

In this paper autonomous mobile robot system for exploration purposes in a rough and hard-accessed terrain has been presented. The main focus of the research was on robot's pose estimation during simultaneous localization and mapping (SLAM) process that is based only on laser and wheel odometry information, when robot is moving through unknown environment and the destination goals are outside of discovered area. For SLAM solution algorithms based on environment laser scan and precise localization calculation – probabilistic methods by Adaptive Monte Carlo localization (AMCL) is applied and compared with Extended Kalman Filter (EKF) solution. Mobile robot platform is based on 2-wheeled differential drive prototype with ARM-architecture controller which uses linear and radial velocities input for motion. All algorithms and sub-systems are implemented with Robot Operation System (ROS) navigation stack framework.

Keywords: AMCL, EKF, exploration, localization, mobile robot, ROS, SLAM.

А. Кудряшов, Т. Буратовський, М. Гергель**ОЦІНКА РОБОТА В ПРОЦЕСІ РОЗВІДКИ НАВКОЛИШНЬОГО СЕРЕДОВИЩА КОНТАКТНИМ ТА ЛАЗЕРНИМ МЕТОДАМИ**

У даній статті представлена автономна мобільна роботизована система для розвідки твердого та важкодоступного рельєфу. У дослідженні основну увагу було приділено оцінці робота в процесі одночасної локалізації та картографії (SLAM), яка базується на інформації що сприйнята лазером коли робот переміщується по невідомій поверхні а цілі призначенні знаходяться за межами відомої області. Для алгоритмів рішення (SLAM), що базуються на лазерному скануванні середовища та точному розрахунку локалізації, застосовуються імовірні методи адаптивної локалізації Монте-Карло (AMCL) та порівнюються з розширеним рішенням фільтра Калмана (EKF). Мобільна платформа заснована на двоколісному прототипі з диференціальним приводом та контролером архітектури ARM, який використовує лінійні і радіальні швидкості що вводяться для руху. Всі алгоритми і підсистеми реалізовані з використанням стека навігаційної стекової системи Robot Operation System (ROS).

Ключові слова: AMCL, EKF, розвідка, локалізація, мобільний робот, ROS, SLAM.

А. Кудряшов, Т. Буратовський, М. Гергель**ОЦЕНКА РАБОТА В ПРОЦЕССЕ РАЗВЕДКИ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ КОНТАКТНЫМ И ЛАЗЕРНЫМ МЕТОДОМ**

В этой статье представлена автономная мобильная роботизированная система для разведки на грубом и труднодоступном рельефе. Основное внимание в исследовании было уделено оценке позы робота в процессе одновременной локализации и картографии (SLAM), которая основана только на информации о лазерной и одометрии лазера, когда робот перемещается по неизвестной среде, а цели назначения находятся за пределами обнаруженной области. Для алгоритмов решения SLAM, основанных на лазерном сканировании среды и точном расчете локализации, применяются вероятностные методы с помощью адаптивной локализации Монте-Карло (AMCL) и сравнивается с расширенным решением фильтра Калмана (EKF). Мобильная роботостроительная платформа основана на двухколесном прототипе дифференциального привода с контроллером ARM-архитектуры, который использует линейные и радиальные скорости, вводимые для движения. Все алгоритмы и подсистемы реализованы с использованием стека навигационной стековой системы Robot Operation System (ROS).

Ключевые слова: AMCL, EKF, разведка, локализация, мобильный робот, ROS, SLAM.

Introduction. For any robotic tasks it is very important to have precise interesting information gathered as well as clearly defined subject pose. Mobile robots, especially wheeled mobile robot, like the presented platform, are commonly used in inspection. Often, when target area is hard-accessed or might injure human's health, possibility of an autonomous work is required. Both environment map and localization respected to some coordinate system are needed, so it seems to be some kind of 'the chicken or the egg' dilemma: map is required for self-localize, but to build a map, robot's pose must be known [8]. So the solution for this might be simultaneous localization estimating and map creating. That kind of algorithms are commonly named as SLAM (simultaneous localization and mapping).

SLAM is a method which solves problem of map building with landmark measurements and localization when the subject is moving. It is commonly used in robotics and autonomous systems.

Snapshot map creation is possible by using many different measuring systems, like: ultrasonic range sensor, radars, lidars, vision systems etc. The results might be very precise, but it's possible only when the subject (robot) is in a static state. While the subject is moving, localization and current measures are changing. To be able to extend map it is required to merge with previous results. But this is not an

easy task. SLAM is a method which helps to solve this issue by giving knowledge of current localization the map.

For general understanding of SLAM problem and its solution, the full process might be defined by four vectors: controls U , observations Z , map m and robots pose X [7, 9]:

$$\begin{aligned} U_{1:t} &= \{U_1, U_2, U_3 \dots, U_t\} \\ Z_{1:t} &= \{Z_1, Z_2, Z_3 \dots, Z_t\} \\ m & \\ X_{0:t} &= \{X_0, X_1, X_2 \dots, X_t\} \end{aligned} \quad (1)$$

Where U , Z are given values and m , X are calculated or estimated. Robot pose during its moving according to the mobile robot's kinematics is defined by position and orientation $X = [x \ y \ \theta]^T$ with respect to coordinates frame.

Probabilistic estimation of robot's pose and the map for every step is named as Probability Density Function presented as [7, 8]:

$$p(X_{0:t}, m | Z_{1:t}, U_{1:t}) \quad (2)$$

Equation (2) is known as a Full SLAM and almost never used in online mobile systems, in practice the most recent pose is calculated by recursive integration once at the time (3), this algorithm is called Online SLAM [9]:

$$p(X_{t+1}, m | Z_{1:t+1}, U_{1:t+1}) = \int \dots \int_{X_0 \dots X_{t-1}} p(X_{0:t+1}, m | Z_{1:t+1}, U_{1:t+1}) dX_t \dots dX_0 \quad (3)$$

Mobile robot's pose X estimation in robotics literature is usually called as solving robot localization problem. A case when robot does not know its initial pose regarding to environment (map) is named the global localization problem [10] or self-localization [8]. For solving this problem there are two major academic communities: a Kalman filter school, which mostly use variations of Extended Kalman Filter (EKF) and a particle filters school that created an Adaptive Monte-Carlo Localization (AMCL) filter.

An Extended Kalman Filter (EKF) localization

The basis for the EKF SLAM method is to describe the vehicle motion in the following way [1, 7]:

$$p(X_t, m | Z_{1:t}, U_{1:t}) \Leftrightarrow X_t = f(X_{t-1}, U_t) + w_t \quad (4)$$

Robot's kinematic model $f()$ is used together with additive, zero mean uncorrelated Gaussian motion disturbances w_t with a covariance Q_t . In that assumptions the observations Z_t shall be described by geometry observation model $h()$ with additive, zero mean uncorrelated Gaussian observation errors v_t with covariance R_t [7]:

$$p(Z_t | X_t, m) \Leftrightarrow z(t) = h(X_t, m) + v_t \quad (5)$$

One of many implementations of EKF SLAM process could be shown as on fig. 1, where Extended Kalman Filter is used together with laser scanning. After getting laser measure results of an environment state the initial map is creating. Then method checks by Odometry change if localization is changed, in the meanwhile new laser scan are putting into Kalman filter and comparing between them-selves. If odometry is empty - most intensive points are choosing as current map and it's looping again. When new odometry information is coming then algorithm merging current and previous localization together with a laser scan results at the same time and updating global environment picture (fig. 1).

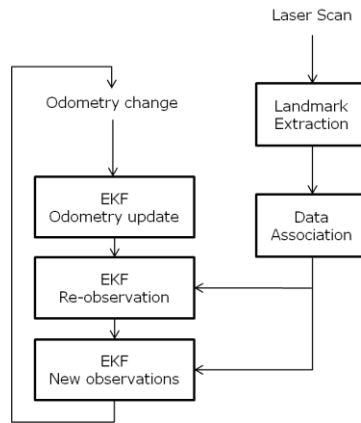


Fig. 1. - Example EKF-SLAM block diagram

In [2] environment mapping tests with EKF-SLAM algorithm has been prepared and self-localization problem by using wheel and IMU odometry information combined with estimated robot's path has been solved (fig. 2).

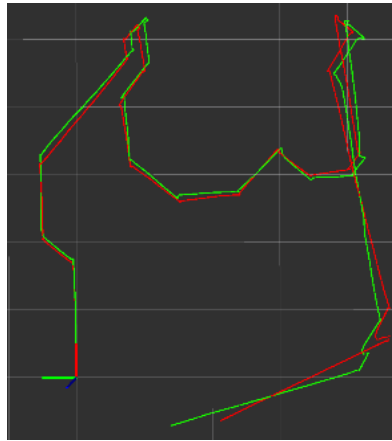


Fig. 2. - Robot's path respect to wheel odometry information (green) and estimated by EKF (red) [2].

Adaptive Monte-Carlo Localization

As mentioned before, the second most often used algorithm for robot pose estimating is Adaptive Monte-Carlo Localization (AMCL). AMCL is a particular filter, variant of Markov localization family. Markov localization uses Bayes rule to update beliefs - probability distribution of robot's position when it's moving or getting information from sensors [4, 5]. According to the authors of MCL, in contrast to other filters, MCL [4]:

- is able to represent multi-modal distributions which might help with robot's global localization.
- drastically reduces the amount of memory required compared to grid-based Markov localization, and it can integrate measurements at a considerably higher frequency
- is more accurate than Markov localization with a fixed cell size, as the state represented in the samples not discretized.
- is easiest to implement.

Robot's pose according to Bayes rule and MCL is defined by Probability Density Function in following way [6]:

$$p(X_t | Z_{1:t}, U_{0:t-1}) = \alpha \cdot p(Z_t | X_t) \int p(X_t | U_{t-1}, X_{t-1}) \cdot p(X_{t-1}) dX_{t-1} \quad (6)$$

Where α is normalization constant that is used to ensure that $p(X_t | Z_{1:t}, U_{0:t-1})$ is one over all X_t .

MCL is generally done by two steps: prediction and correction. Prediction $p(X_t | U_{t-1}, X_{t-1})$ is given

from robot's previous control U_{t-1} and X_{t-1} pose and correction $p(Z_t|X_t)$ that is taken from observation Z_t on position X_t .

The results of pose estimation for predefined known environment with laser sensors and sense-less systems might be found in many works like [4]:

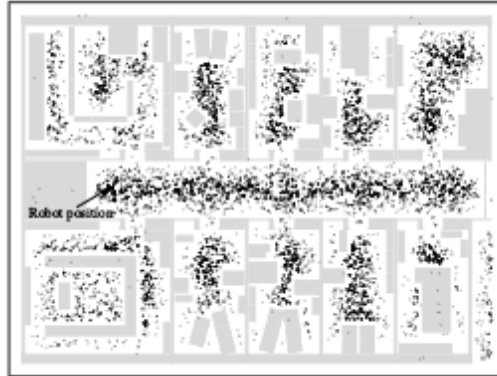


Fig. 3. - Robot's pose estimation by AMCL – initial state [4].



Fig. 4. - Robot's pose estimation by AMCL – after calculating [4].

Autonomous Mobile Robots platform prototype

For this paper Mobile robot platform is based on 2-wheeled differential type mobile robot described in details in [3] with sensor system modification from infrared and ultrasonic sensors to lidar [2] and image camera vision system.

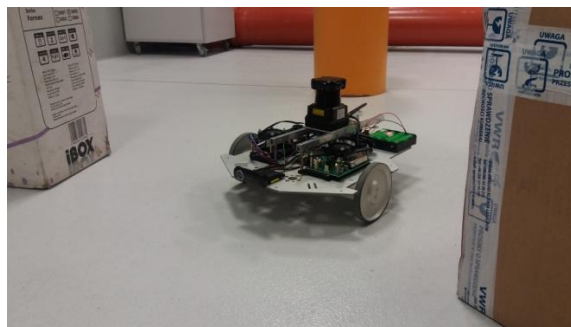


Fig. 5. - Autonomous mobile robot prototype during exploration tests.

As control system is used ROS Navigation stack, which consists of several different applications connected together:

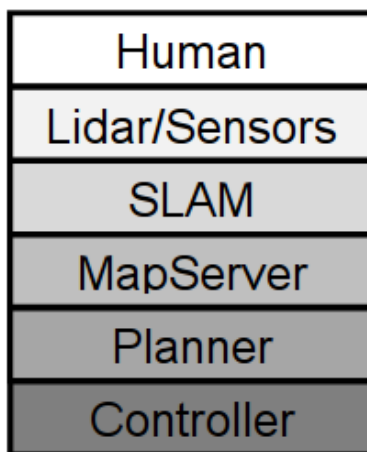


Fig. 6. - ROS Navigation Stack diagram

Human control in exploration mode is limited to enabling and disabling robot move processes, and in normal autonomic mode to setting navigation goal required by planners.

Map is calculated based on laser scans. The used sensor is Hokuyo UTM-30LX-EW lidar (Light Detection And Ranging), with distance resolution 10÷30mm and 0.1÷30m of guaranteed distance range (max is up to 60m), and angular specifications: angular range — 270°, angular resolution - 0.25°.

As trajectory planners for autonomous exploration work was chosen: navfn::NavfnROS and base_local_planner::TrajectoryPlannerROS.

Developed drive controller is supporting navigation stack message system. Planers generate ROS 'geometry_msgs/Twist' message which consists of linear and angular velocity vectors of robot frame and by solving kinematic equation (X) it is possible to efficiently control mobile robot.

Kinematic model

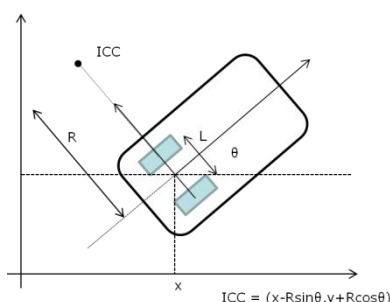


Fig. 7.- Differential drive mobile robot model

Kinematic model (fig. 7.) of that kind of mobile robots is required for control applications and can be defined as:

$$w_r(t) = \frac{v_r(t)}{R + \frac{L}{2}} \quad (7)$$

$$w_l(t) = \frac{v_l(t)}{R - \frac{L}{2}} \quad (8)$$

$$v(t) = w(t)R = \frac{1}{2}(v_r(t) + v_l(t)) \quad (9)$$

$$\begin{bmatrix} v_x(t) \\ v_y(t) \\ \dot{\theta} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} r/2 & r/2 \\ 0 & 0 \\ -r/L & r/L \end{bmatrix} \begin{bmatrix} w_l(t) \\ w_r(t) \end{bmatrix} \quad (10)$$

Robot's linear $\dot{x}(t)$, $\dot{y}(t)$ and angular $\dot{\theta}(t)$ velocities in world frame might be calculated from following:

$$\begin{aligned} \dot{x}(t) &= v(t) \cos \theta(t) \\ \dot{y}(t) &= v(t) \sin \theta(t) \\ \dot{\theta}(t) &= w(t) \end{aligned} \quad (11)$$

By compiling (10) and (11) together we can find forward kinematics solution for 2-wheeled differential type mobile robot:

$$\begin{aligned} \begin{bmatrix} v_x(t) \\ v_y(t) \\ \dot{\theta} \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} \cos \theta & 0 \\ \sin \theta & 0 \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} v(t) \\ w(t) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} v(t) \cos \theta & 0 \\ v(t) \sin \theta & 0 \\ w(t) & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} v_l(t) \\ v_r(t) \end{bmatrix} = \\ &= \begin{bmatrix} \frac{1}{2}(v_r + v_l) \cos \theta \\ \frac{1}{2}(v_r + v_l) \sin \theta \\ (v_r - v_l)/L \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{2} \cos \theta & \frac{1}{2} \cos \theta \\ \frac{1}{2} \sin \theta & \frac{1}{2} \sin \theta \\ -1/L & 1/L \end{bmatrix} \begin{bmatrix} v_r \\ v_l \end{bmatrix} \end{aligned} \quad (12)$$

AMCL-SLAM Exploration tests

For research purpose testing environment inspected by SLAM process with manual control (without using planners) was prepared. On the environment map (fig 8) five different-size and -form objects might be found which make impossible to scan the whole field without exploration. Trajectory of robot's motion collected from wheel odometry is shown on fig 9.

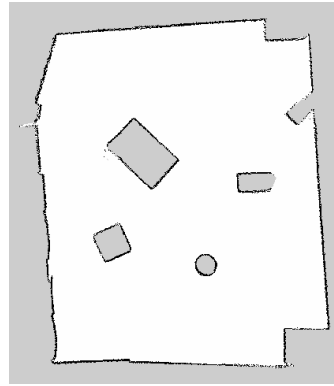


Fig. 8. - Environment map compiled by Gmapping pure SLAM process.

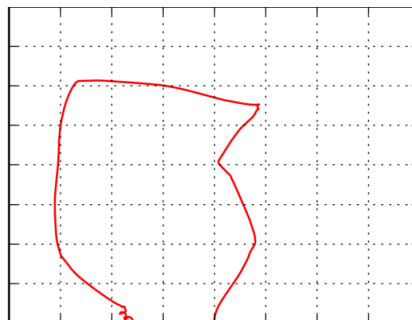


Fig. 9. - Robot's trajectory taken from wheel odometry during Gmapping pure SLAM process

Results of simultaneous localization and dynamic laser mapping of undiscovered environment by AMCL algorithm for pose estimation could be found below. As initial pose is taken only from laser observation, robot's localization probability array is much dispersed (fig. 10).

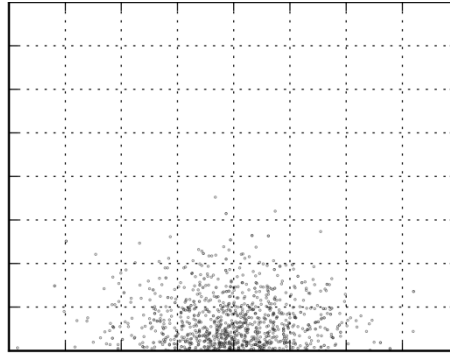


Fig. 10. - Probability of robot's pose after AMCL-SLAM initialization with only first observation information

After navigation goal is set, planners are compiling trajectory and giving information to robot's controller with linear and angular velocities related to world's frame. On fig. 11 robot's estimated by AMCL and taken from wheel odometry trajectories are shown. The result of pose estimation as array of poses compared to wheel odometry is on fig 12. As it is not hard to discover, during exploration when motion information was aggregated, dispersion of robot's pose probability is decreasing.

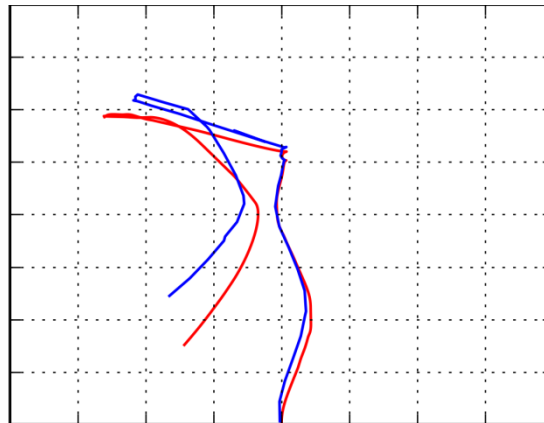


Fig. 11. - Robot's trajectory taken from wheel odometry (red) and AMCL estimation (blue) during autonomous exploration SLAM process

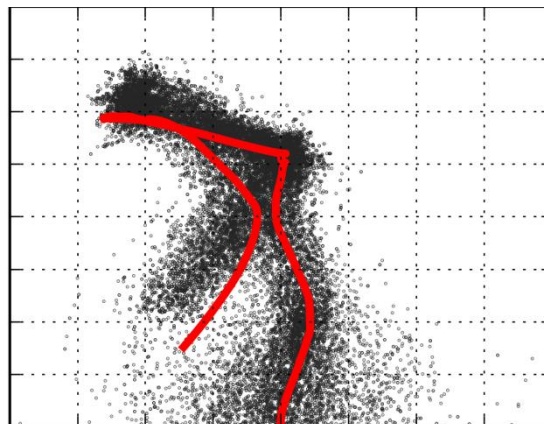


Fig. 12. - Probability of robot's pose during AMCL-SLAM autonomous exploration together with trajectory taken from wheels odometry (red).

The map compiled in autonomous exploration work by AMCL-SLAM is shown on fig 13:

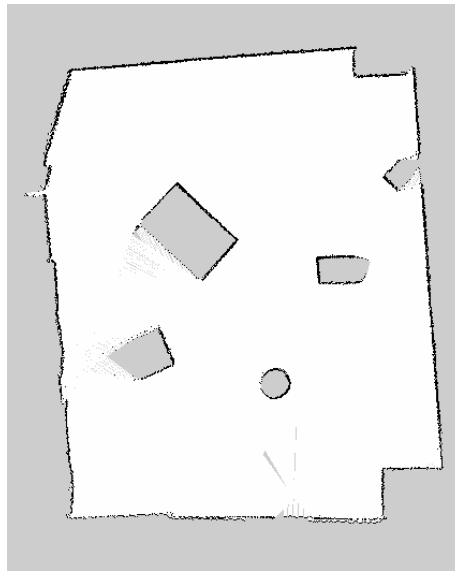


Fig. 13. - Environment map compiled AMCL-SLAM autonomous exploration process.

Another test with wheels skidding errors was prepared. As can be seen, in this case pose estimation help to find real robot's global localization quickly. Due to environmental errors from skidding trajectory from only wheels odometry was dropped outside real testing field.

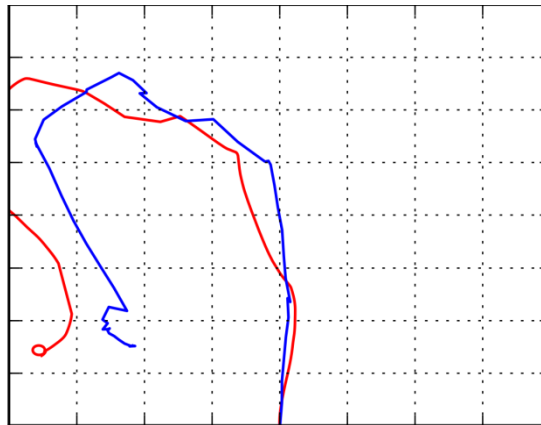


Fig. 14. - Robot's trajectory taken from wheel odometry (red) and AMCL estimation (blue) during autonomous exploration SLAM process with environmental errors

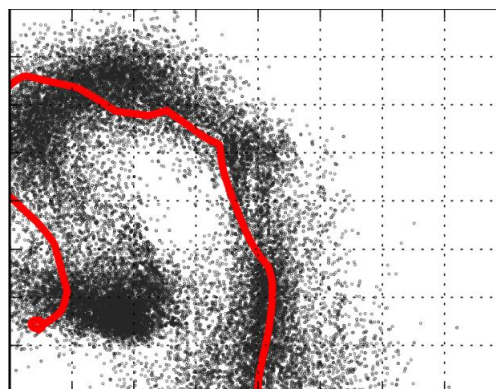


Fig. 15.- Probability of robot's pose together with trajectory taken from wheels odometry (red) during AMCL-SLAM autonomous exploration with environmental errors.

The resulted map in this experiment looks almost the same as without any issues (fig. 16):

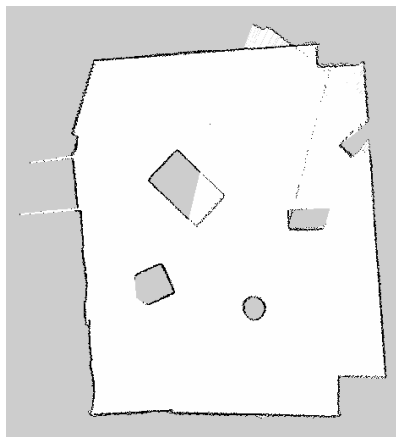


Fig. 16. - Environment map compiled AMCL-SLAM autonomous exploration process with skidding errors.

Summarize

According to current research presented above it can be assumed that efficient pose estimation is mandatory for a correct mobile robot work. Wheel odometry shows us a path of robot from robot's wheel point of view, but it might consist many errors even in ideal indoor solutions [3]. That is why it generally cannot be used as only one source of robot's pose for different terrain. Using such estimators like an Extended Kalman filter with different sources of sensor information, like IMU, GPS, laser/ultrasonic measurements, increases precision of localization calculation. However, EKF doesn't solve the problem of global localization at initial state and cannot be used for the solution of 'the kidnapping problem'. EKF is mostly focused on tracking estimating issue, where it has very strong results and usage. For self-localization or global localization respectively to some frame with coordinate system, like map, at the initial state, particular filters like Markov filter or its evolution - Adaptive Monte Carlo Localization might be a better choice.

According to results presented in this paper it is possible to say that AMCL is a strong concurrent for EKF in SLAM processes which definitely could be used to efficient elimination of common localization errors during simultaneous mapping and localization process. Extending mobile robot platform with AMCL-SLAM algorithms increase resistance of localization errors which positively impact on map building in rough and undiscovered terrain. On fig. 16 we can find a map which is created when odometry information was disturbed by wheels skidding. Map is almost the same as in undisturbed process and better than in the situation when AMCL or EKF are not used. That might confirm the previous assumptions regarding AMCL-SLAM for exploration process and open a road to better pose estimation researches for SLAM approaches in rough terrain.

Bibliography:

1. Afanasyev, I., Sagitov, A., & Magid, E. (2015, October). ROS-based SLAM for a Gazebo-simulated mobile robot in image-based 3D model of indoor environment. In International Conference on Advanced Concepts for Intelligent Vision Systems (pp. 273-283). Springer International Publishing.
2. Buratowski, T., Ciszewski, M., Giergiel, M., Kudriashov, A., & Mitka, Ł. (2017). Robot z laserowym czujnikiem odległości do budowy map 2D. Modelowanie inżynierskie. 61, 27-33.
3. Buratowski, T., Dąbrowski, B., Uhl, T., & Kwosek, J. (2015). The precise odometry navigation for the group of robots. *Schedae Informaticae*, 19, 99-111.
4. Fox, D., Burgard, W., Dellaert, F., & Thrun, S. (1999). Monte carlo localization: Efficient position estimation for mobile robots. *AAAI/IAAI*, 1999(343-349), 2-2.
5. Nourbakhsh, I., Powers, R., & Birchfield, S. (1995). DERVISH an office-navigating robot. *AI magazine*, 16(2), 53.
6. Pfaff, P., Burgard, W., & Fox, D. (2006). Robust monte-carlo localization using adaptive likelihood models. In *European robotics symposium 2006* (pp. 181-194). Springer Berlin/Heidelberg.
7. Riisgard, S., & Blas, M. R. (2011). SLAM for Dummies-A Tutorial Approach to Simultaneous Localization and Mapping.
8. Skrzypczyński, P. (2009). Simultaneous localization and mapping: A feature-based probabilistic approach. *International Journal of Applied Mathematics and Computer Science*, 19(4), 575-588.
9. Stachniss, C. (2014). Introduction to robot mapping. <http://ais.informatik.uni-freiburg.de/teaching/ws12/mapping/pdf/slam01-intro.pdf> [access 24.04.2017]
10. Thrun, S. (2000). Probabilistic algorithms in robotics. *Ai Magazine*, 21(4), 93.

Стаття надійшла до редакції 03.05.2017

УДК: 539.4:624.012

А.М. Кундрат¹, І.П. Шацький², Л.В. Гладун¹, М.М. Кундрат¹*Національний університет водного господарства та природокористування¹**Інститут прикладних проблем механіки і математики ім. Я.С. Підстригача НАН України²***ВІДШАРУВАННЯ СИСТЕМИ ГНУЧКИХ ПІДСИЛЕНЬ ПІВБЕЗМЕЖНОЇ ПЛАСТИНИ
ЗА УМОВ ЗАДАЧІ ТЕРМОПРУЖНОСТІ**

За умов плоскої задачі досліджується термопружна рівновага та умови відшарування півбезмежної пластини з періодичною системою нерозтягливих гнучких нагрітих підсилен за ідеального теплового контакту та дії розтягуючого навантаження на пластину. Локалізовані зони передруйнування (ослабленого контакту) розвиваються уздовж межі пластина-підсилення в околах їх кінців просуваючись від кожного краю до центральної частини підсилення. Виявлено вплив силового та температурного навантажень на розвиток зон передруйнування.

Ключові слова: пластина, підсилення, періодична система, температура, зона передруйнування.

А.Н. Кундрат, И.П. Шацкий, Л.В. Гладун, Н.М. Кундрат**ОТСЛОЕНИЕ СИСТЕМЫ ГИБКИХ УСИЛЕНИЙ ПОЛУБЕСКОНЕЧНОЙ ПЛАСТИНЫ В
УСЛОВИЯХ ЗАДАЧИ ТЕРМОУПРУГОСТИ**

В условиях плоской задачи исследуется термоупругое равновесие и условия отслоения полубезграничной пластины с периодической системой нерастяжимых гибких нагретых усиления при идеальном тепловом контакте и действии растягивающей нагрузки на пластину. Локализованные зоны предразрушения (ослабленного контакта) развиваются вдоль границы пластина-усиления в окрестностях их концов продвигаясь от каждого края к центральной части усиления. Выведено влияние силовой и температурной нагрузок на развитие зон предразрушения.

Ключевые слова: пластина, усиление, периодическая система, температура, зона предразрушения.

A. Kundrat, I. Shatskyi, L. Gladun, M. Kundrat**EXFOLIATION SYSTEM OF FLEXIBLE REINFORCEMENTS THE SEMIINFINITE PLATE
UNDER THERMOELASTICITY PROBLEM CONDITIONS**

The thermoelasticity equilibrium of the semi-infinite plate with the system of periodic flexible reinforcements has been investigated under conditions of the plane problem. The thermal contact between reinforcements and the plate is ideal. Stretching stresses are applied to the plate parallel to the edge. Temperature of the plate and reinforcements is known. Localized zones of prefracture (weakened contact) developing along the plate-reinforcements boundaries in the vicinity of their ends and moving from the each end to the central part. Analytical solution of the problem is obtained through complex potentials and reduced to the problem of conjugation with piecewise continuous coefficients. The impact strength and thermal loads on the development of zones prefracture is research. Distributions of contact stress under reinforcements and axial efforts in themselves reinforcements are obtained. Limiting the load and the temperature for possible exfoliation of reinforcements or their rupture are obtained. The interplay of efforts and temperature stress on development zones of prefracture is found.

Keywords: plate, reinforcement, periodic system, temperature, zone of prefracture.

Проблема розрахунку підсилюючих елементів як одного із поширених засобів ремонту та відновлення працездатності інженерних конструкцій залишається актуальною задачею механіки деформівного твердого тіла. Використовувані для цього підкріплюючі елементи одночасно є й потужними концентраторами напружень і спричиняють нелінійні та пластичні деформації, що в значній мірі ускладнює розрахунок таких композицій. Для з'ясування їх граничного експлуатаційного навантаження необхідні поглиблений аналіз полів напружень і деформацій біля підкріплюючих елементів та пов'язана з цим побудова відповідних математичних моделей, які б описували поля напружень і деформацій безпосередньо перед руйнуванням. Проте використання досить сильно ідеалізованої схеми механічного контакту зазвичай не враховувало реально спостережуваних можливостей виникнення в області країв підкріплень зон ослабленого контакту.

Аналіз досліджень. Дослідження та огляд контактної задачі Мелана [1] для пружного тіла подано у широкому колі праць: монографіях М.І. Мусхелішвілі [2], А.І. Каландії [3], Е.І. Григолюка, В.М. Толкачова [4], Г.Я. Попова [5], В.М. Александрова, С.М. Мхітаряна [6], Г.Т. Сулима [7] та ін. Задача для періодичної системи накладок сформульована та розв'язана у праці Н.Х. Арутюнана, С.М. Мхітаряна [8], а Г.А. Морарь, Г.Я. Попов [9] для розв'язання інтегрального рівняння [8] застосували метод ортогональних многочленів. Запропоновані в цих працях підходи справили великий вплив на розвиток механіки контактної взаємодії, але використані математичні постановки задач не враховують можливості виникнення в областях країв підсиленнь часто спостережуваних зон ослабленого контакту з пластиною чи можливого

розриву самого підкріплення з утворенням більшої кількості таких зон. Розрахункова модель для аналізу граничної рівноваги в півплощині з однією гнучкою накладкою запропонована авторами в працях [10, 11]. Постановка задачі дала можливість отримати механічно коректні обмежені напруження у всіх точках композиції. У представленій статті цей підхід поширено на періодичні системи підсилень, жорсткість яких більша від жорсткості півплощини. Аналізу особливостей відшарування високомодульних підсилень стосуються праці [12–14].

Постановка задачі. В умовах плоскої задачі теорії термопружності розглянемо півбезмежну пластину, що розтягується на нескінченності зусиллями інтенсивності $\sigma_{xx}^{\infty} = q$ паралельно до її краю (рис. 1). Пластина підкріплена періодичною системою нагрітих до температури T_1 абсолютно гнучких скінченної міцності на розрив P_{ut} підсилень завдовжки $2a$. Тепловий контакт між підсиленнями та пластиною ідеальний, температура вільного краю пластини дорівнює $T_0 = 0$. Осі декартової системи координат xOy збігаються з осями геометричної симетрії композиції.

Для пластини найбільша концентрація напружень виникає в околах кінців підсилень, де насамперед і слід чекати появи зон передруйнування. Останнім можуть відповідати області накопичення пошкоджень, пластичного деформування (проковзування), часткового розриву зв'язку між пластиною й підсиленням та інше. При таких допущеннях знайдемо величину і характер розподілу контактних напружень під підсиленнями та осьових розривних зусиль безпосередньо у підсиленнях, довжину зон передруйнування, розміщення яких задаємо з фізичних міркувань.

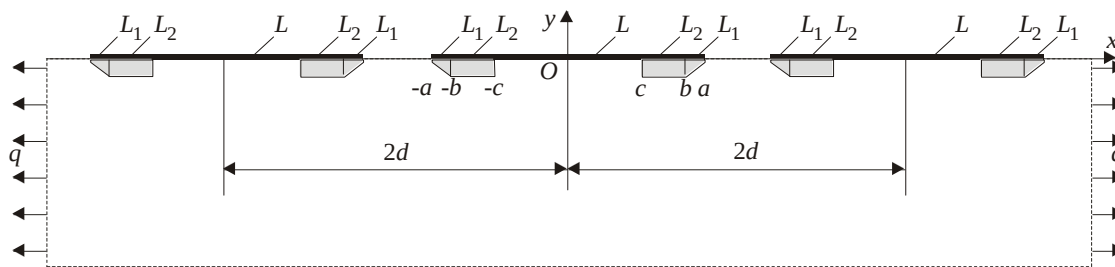


Рис. 1. Схема задачі

Аналіз плоского напруженого стану в околах кінців підсилення за суто пружним розв'язком [2] показує, що максимальні дотичні напруження $\tau_{\max}$ мають місце уздовж межі між пластиною й підсиленням. Приймаємо, що саме тут і зароджуються зони передруйнування, просуваючись від кожного краю до центральної частини уздовж межі пластина-підсилення і складаються з двох ділянок: зони розпушення $b < |x - 2nd| < a$ ($x \in L_1$) та зони пластичного деформування $c < |x - 2nd| < b$ ($x \in L_2$), $n = 0, \pm 1, \pm 2, \dots$. У зонах передруйнування виконуються такі крайові умови: на ділянках розпушення (ослабленого контакту) дотичні напруження лінійно зростають від нуля до свого граничного значення τ_s^* —

$$\sigma_{xy}(x) = \tau_s^* \frac{a - |x - 2nd|}{a - b} \text{sign}(x - 2nd), \quad (x \in L_1), \quad n = 0, \pm 1, \pm 2, \dots; \quad (1)$$

на ділянках пластичного деформування —

$$\sigma_{xy}(x) = \tau_s^* \text{sign}(x - 2nd), \quad (x \in L_2), \quad (2)$$

де τ_s^* — зсувна межа міцності контактної межі пластина-підсилення, а при пластичному деформуванні — її зсувний поріг пластичності; σ_{ij} — компоненти тензора напружень; $\text{sign}(t) = \{1 \text{ для } t > 0; -1 \text{ для } t < 0; 0 \text{ для } t = 0\}$. Значення параметрів b та c наперед невідомі і знаходяться з додаткових механічних умов. Зазначимо, що запроваджені у такий спосіб зони передруйнування дають можливість уникнути особливостей напружень в околах кінців підсилень та отримати обмежені напруження в усіх точках композиції, які дають механічно коректну картину деформування композиції, що задовольняє також і закон парності дотичних напружень.

На відрізках $|x - 2nd| < c$ пружного деформування зберігається ідеальний контакт і тому деформації там

$$\partial u(x)/\partial x = T_1 \alpha_p, \quad (x \in L), \quad (3)$$

де α_p — температурний коефіцієнт лінійного видовження матеріалу підсилення; u, v — компоненти вектора переміщень у напрямках осей Ox та Oy відповідно.

Напруження на нескінченності

$$\sigma_{xx}^\infty = q, \quad \sigma_{yy}^\infty = \sigma_{xy}^\infty = 0 \quad \text{при} \quad (x^2 + y^2)^{1/2} \rightarrow \infty. \quad (4)$$

Оскільки підсилення вважається абсолютно гнучким, то дія нормальних контактних зусиль під ним відсутня. А оскільки вільний край пластини теж не навантажений, то по всьому краю пластини $\sigma_{yy} = 0$ ($y = 0$).

Розв'язок задачі. Для розв'язування задачі використаємо відомі [2, 7] подання для напружень і деформацій через комплексні потенціали Колосова-Мусхелішвілі

$$\sigma_{xx} + \sigma_{yy} = 4 \operatorname{Re} \Phi(z), \quad \sigma_{yy} - i \sigma_{xy} = \Phi(z) - \Phi(\bar{z}) + (z - \bar{z}) \overline{\Phi'(z)}, \quad (5)$$

$$2G \partial(u + iv)/\partial z = \kappa \Phi(z) + \Phi(\bar{z}) - (z - \bar{z}) \overline{\Phi'(z)} + \beta \Psi_0(z), \quad (6)$$

де $z = x + iy$; $\kappa = (3 - \mu)/(1 + \mu)$, $\beta = 4G\alpha_0$ для плоского напруженого стану (ПНС); $\kappa = 3 - 4\mu$, $\beta = 4G(1 + \mu)\alpha_0$ в умовах плоскої деформації (ПД); α_0, G, μ — температурний коефіцієнт лінійного розширення, модуль зсуву та коефіцієнт Пуассона матеріалу пластини.

Для розглядуваної задачі функція $\Phi(z)$ буде кусочно аналітичною періодичною (з періодом $2d$), яка згідно формули (6) та теореми Ліувілля [2] задовольняє умові

$$\Phi(z) = \overline{\Phi(\bar{z})}. \quad (7)$$

Зазначимо, що за ПНС вільні поверхні пластини вважають теплоізованими.

Функція $\Psi_0(z)$ визначається співвідношеннями [2, 7]

$$2 \operatorname{Re} \Psi_0(z) = T(x, y), \quad \Psi_0(z) = F_0(z) - \overline{F_0(z)},$$

$$F_0(z) - \overline{F_0(\bar{z})} = T(x, y) + i\eta(x, y),$$

де η — дійсна функція; $F_0(z)$ — визначена в областях $D^*(y < 0)$ та $D(y > 0)$ аналітична функція. Звідси отримуємо, що

$$\Psi_0(z) = \frac{1}{2} T_0 + \frac{T_1 - T_0}{2\pi i} \ln \frac{\sin(\omega(z + a))}{\sin(\omega(z - a))}, \quad \omega = \frac{\pi}{2d}. \quad (8)$$

Функцію $\Phi(z)$ знайдемо після підставлення формул (5), (6) у крайові умови (1)–(3). З урахуванням виразу (7) це приведе до задачі спряження з кусково-неперервними коефіцієнтами

$$\Phi^+(x) - g(x) \Phi^-(x) = f(x), \quad (9)$$

де

$$g(x) = \begin{cases} -1 & (x \in L), \\ 1 & (x \in L_1 \cup L_2); \end{cases} \quad f(x) = \begin{cases} f_1(x) = -i\tau_s^* \frac{a - |x - 2nd|}{a - b} \operatorname{sign}(x - 2nd) & (x \in L_1), \\ f_2(x) = -i\tau_s^* \operatorname{sign}(x - 2nd) & (x \in L_2), \\ f_3(x) = 2[G\alpha_p T_1 - \beta \operatorname{Re} \Psi_0^+(x - 2nd)] & (x \in L). \end{cases}$$

З фізичних міркувань повинні також виконуватися умови загальної рівноваги кожного з підсилень

$$\int_{-c}^c \sigma_{xy}(t) dt = 0. \quad (10)$$

Тоді загальним розв'язком крайової задачі (9), (10) з урахуванням умови на нескінченності (4) буде функція напружень

$$\Phi(z) = \frac{f_3(z)}{2} + \frac{B_4(z, a, b, c, d) \sin(\omega z)}{X(z)} + \frac{\tau_s^*}{2\pi} f_6(z, a, b, c, d), \quad (11)$$

де

$$\begin{aligned} B_4(z, a, b, c, d) &= \frac{q}{4} - \frac{1}{2} f_3(z) - \frac{\tau_s^*}{\pi} f_5(a, b, c, d), \\ f_5(a, b, c, d) &= X_1(a, b, d) \times \left[\frac{X(b) - X(a) - \sin(\omega b) \ln((\sin(\omega b) + X(b))/\sin(\omega c)) +}{+ \sin(\omega a) \ln((\sin(\omega a) + X(a))/\sin(\omega c))} \right], \\ f_6(z, a, b, c, d) &= X_1(a, b, d) \times \left[\frac{\sin(\omega b) \Gamma_1(z, b, c, d) - \sin(\omega a) \Gamma_1(z, a, c, d) +}{+ \sin(\omega z) [\Gamma_2(z, a, c, d) - \Gamma_2(z, b, c, d)]} \right], \\ X(z) &= \sqrt{\sin(\omega(z-c)) \sin(\omega(z+c))}, \quad X_1(a, b, d) = \left[\sin \frac{\omega(a-b)}{2} \sin \frac{\omega(a+b)}{2} \right]^{-1}, \\ \Gamma_1(z, t, c, d) &= \ln(\zeta^- / \zeta^+), \quad \zeta^\pm = X(z) \sin(\omega t) \pm X(t) \sin(\omega z), \\ \Gamma_2(z, t, c, d) &= \ln(\xi^- / \xi^+), \quad \xi^\pm = X(t) \pm X(z), \quad t = \{a, b\}. \end{aligned}$$

Формули (5), (6), (11) цілком описують поля напружень та деформацій у тілі з підсиленнями і дають можливість дослідити умови його локального руйнування.

Із умови обмеженості розв'язку у вершинах зон передруйнування ($x = \pm c$), отримуємо нелінійне рівняння

$$q - 8GT_1(\alpha_p - k\alpha_0)/(\kappa + 1) - (4\tau_s^*/\pi)f_5(a, b, c, d) = 0, \quad (12)$$

яке означає, що множники при сингулярних членах функції напружень рівні нулю і яке зв'язує довжину зон із навантаженням композиції. Тут $k = 1$ в умовах ПНС та $k = 1 + \mu$ за ПД.

Контактні дотичні напруження уздовж межі пластина-підсилення згідно подання (5), (11) обчислюємо за формулою

$$\sigma_{xy}(x) = (2\tau_s^*/\pi)f_7(x, a, b, c, d), \quad (13)$$

де $f_7(x, a, b, c, d) = X_1(a, b, d) [\sin(\omega a) \Gamma_3(x, a) - \sin(\omega b) \Gamma_3(x, b) + \sin(\omega x) (\Gamma_4(x, a) - \Gamma_4(x, b))]$,

$$\Gamma_3(x, t) = \operatorname{arctg} \frac{\sin(\omega x) X(t)}{\sin(\omega t) X_2(x)}, \quad \Gamma_4(x, t) = \operatorname{arctg} \frac{X_2(x)}{X(t)}, \quad X_2(x) = \sqrt{\sin(\omega(c-x)) \sin(\omega(c+x))}.$$

Навантаження сюди входить опосередковано через значення довжини зон передруйнування за рівнянням (12). Розглянемо окремі випадки навантаження.

Числовий аналіз. Приймаючи у результатах (11)–(13) $T_1 = 0$ отримуємо розв'язок чисто силової задачі за умов розтягу пластина на нескінченності. Функція напружень $\Phi(z)$ набуває вигляду

$$\Phi_1(z) = (\tau_s^*/(2\pi))f_6(z, a, b, c, d) \quad (14)$$

при виконанні умови

$$q/(2\tau_s^*) - (2/\pi)f_5(a, b, c, d) = 0. \quad (15)$$

На рис. 2 відображено залежність відносної довжини зон передруйнування $\varepsilon \equiv (a - c)/a$ від параметра навантаження $q/(2\tau_s^*)$ при фіксованій відстані між підсиленнями $\lambda \equiv a/d = 0,5$. Номери біля ліній відповідають різним довжинам ділянки розпушення $\gamma \equiv (a - b)/a$, яка може вважатися залежним від структури матеріалів додатковим механічним параметром контактної взаємодії пари пластина-підсилення: 1 — $\gamma = 10^{-10}$ (зона розпушення практично відсутня); 2 — $\gamma = 0,05$; 3 — 0,1; 4 — 0,15; 5 — 0,2. Збільшення ділянки розпушення за фіксованого рівня навантаження загалом видовжує зону передруйнування, хоча область пластичності при цьому

зменшується. Її вплив на загальний розмір зони передруйнування із зростанням останньої також зменшується.

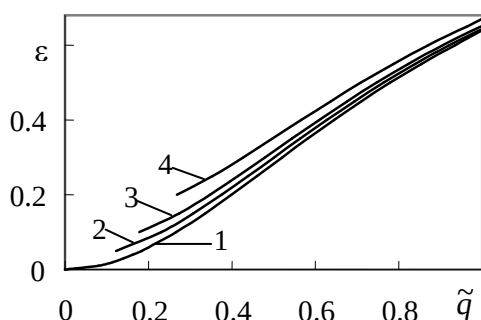


Рис. 2. Довжина зон передруйнування ($\lambda = 0,5$)

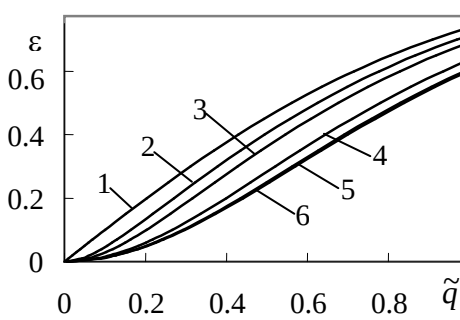


Рис. 3. Довжина зон передруйнування ($\gamma = 10^{-6}$)

На рис. 3 подано ту ж довжину зон уже при фіксованій ділянці розпушення $\gamma = 10^{-10}$. Номери біля ліній відповідають різним відстаням між підсиленнями $\lambda \equiv a/d$: 1 — $\lambda = 1$ (підсилення співдотикаються); 2 — $\lambda = 0,9$; 3 — $0,8$; 4 — $0,5$; 5 — $0,2$; 6 — $0,01$. Помітно, що збільшення відстані між підсиленнями при фіксованому навантаженні скорочує довжину зони передруйнування і при $\lambda = 0,2$ та $\lambda = 0,01$ їх значення практично збігаються (лінії 5, 6).

За умови $\lambda = 1$ ($a = d$) кінці підсилень співдотикаються. Результати в такому випадку можуть бути орієнтиром для ситуації після розриву як завгодно довгого підсилення на частини завдовжки $2a = 2d$. При $\tilde{q} < 0,5$ для дуже зближених підсилень залежність між довжиною зон та навантаженням практично лінійна (лінія 1).

На рис. 4 подано залежність загальної довжини зони передруйнування від відстані між підсиленнями за фіксованого навантаження $\tilde{q} = 0,2$ та трьох довжин ділянок розпушення: лінія 1 — $\gamma = 10^{-6}$; 2 — $0,05$; 3 — $0,1$. Для великих відстаней довжина зон виходить на асимптоту розв'язку для одного підсилення: наприклад, для $\gamma = 10^{-6}$ різниця менше 5% при $\lambda < 0,25$, менше 1% — при $\lambda < 0,12$; для $\gamma = 0,1$ різниця менше 5% коли $\lambda < 0,4$, менше 1% — коли $\lambda < 0,2$. За розглядуваного навантаження при $\gamma = 10^{-6}$ найбільше відхилення від асимптоти дорівнює 315%.

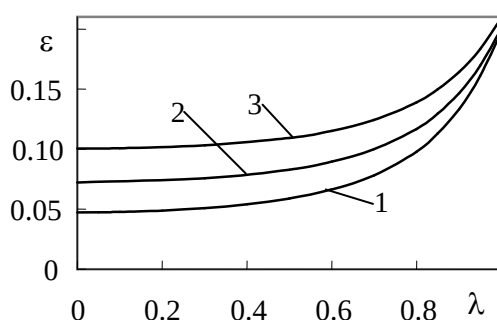


Рис. 4. Довжина зон передруйнування ($\tilde{q} = 0,2$)

Осьові зусилля. Контактні напруження уздовж поверхні зчеплення пластини з підсиленнями (13), (1), (2) спричиняють у поперечному перерізі останніх осьове зусилля, середнє значення якого дає формула

$$P(x) = \int_x^a \sigma_{xy}(t) dt. \quad (16)$$

Зі зближенням підсилень осьові зусилля зростають. На рис. 5 подано їх розподіл за фіксованого навантаження $\tilde{q} = 0,2$, довжині ділянки розпушення $\gamma = 0,01$ та різних відстанях між

підсиленнями: для лінії 1 — $\lambda = 1,0$ ($\varepsilon = 0,19691$), для лінії 2 — $\lambda = 0,9$ ($\varepsilon = 0,13564$), 3 — $\lambda = 0,2$ ($\varepsilon = 0,05369$). Зближення підсилень супроводжується збільшенням області концентрації напружень в околах кінців (більшою зоною пластичного деформування).

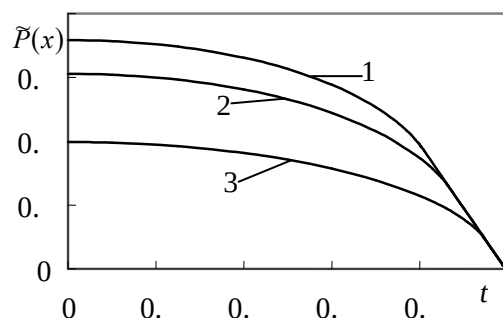


Рис. 5. Розподіл осевих зусиль у підсиленні ($\gamma = 0,01$)

Для практично неваємодіючих підсилень (лінія 1) значення максимального зусилля (при $x = 0$, $t = 0$) за однакового навантаження $\tilde{q} = 0,2$ на 44% менше у порівнянні з максимально зближеними.

Зі збільшенням навантаження та розвитком зон передруйнування осеві зусилля також зростають. Збільшення розривних зусиль у підсиленнях відбуватиметься до початку їх відшарування чи, що те саме, до моменту досягнення відносними зсувами точок пластини стосовно підсилення граничного значення δ_{2c} (аналогічно відомій [15] δ_c -моделі). Тому максимальні осеві зусилля у підсиленні $P_{\max}$, на які необхідно орієнтуватися під час вибору підсилень, знаходимо, розв'язуючи систему рівнянь (16), (12) та прийнявши $P(0) = P_{\max}$. Приймаючи останню умову за критеріальну і розв'язавши систему рівнянь (9), (16) за умови $P(0) = P_{ut}$, отримуємо граничні значення силового навантаження $q = q^{**}$ та температури $T_1 = T_1^{**}$ розриву підсилення.

Використаємо для опису безрозмірний параметр навантаження

$$S = q - 8GT_1(\alpha_p - k\alpha_0)/(\kappa + 1).$$

Якщо силове навантаження таке, що $q = 8GT_1(\alpha_p - k\alpha_0)/(\kappa + 1)$, то згідно з рівнянням (12) за комбінованої дії зусиль і температури виконується умова $c = b = a$ і локалізовані зони передруйнування не виникають. Подібно, задаючи на підсиленні залежну від зусиль розтягу температуру $T_1 = q(\kappa + 1)/[8G(\alpha_p - k\alpha_0)]$, також можна уникнути виникнення зон передруйнування біля кінців підсилення. Якщо $\alpha_p = k\alpha_0$, то саме лише нагрівання підсилення ($q = 0$) не спричинятиме появи зон передруйнування. За умови $\alpha_p < k\alpha_0$ впливи навантаження розтягу і температурного чинника взаємно посилюються, а за $\alpha_p > k\alpha_0$ температурні напруження послаблюють дію зусиль розтягу на розвиток зон передруйнування.

Висновки. Запроваджено двофазну зону передруйнування (ослабленого контакту) у пластині з системою співдотичних нерозтягливих гнучких підсилень, що дало можливість уникнути сингулярності напружень в околах їх країв та отримати механічно коректні обмежені напруження в усіх точках композиції. Зокрема, помітне існування області у центральній частині підсилення, де розривні зусилля змінюються незначно, наприклад, якщо не зважати на зміну зусиль у межах 5% (скажімо, із-за відхилень від ідеальної форми, механічних властивостей матеріалів, можливих неточностей визначення механічних характеристик, виконання обчислень, самої математичної моделі, тощо), то така область складає від половини до 90% її довжини, що свідчить про можливість за відносно швидкої зміни навантаження одночасного множинного розриву підкріплюючого елемента у даній зоні.

За одночасної дії температурного та силового навантажень залежно від фізико-механічних характеристик композиції можливий як їх взаємно підсилювальний так і послаблювальний вплив

на розвиток зон передруйнування. Якщо задана температура підсилення, то завжди можна так підібрати силове навантаження, що розвиток зон передруйнування не відбуватиметься. І навпаки, задаючи відповідним чином температуру підсилення, також можна уникнути виникнення цих зон.

Список використаних джерел:

1. Melan E. Ein beitrage zur theorie geschweisster verbindungen / E. Melan // Ingenieur – Archiv. – 1932. – Bd. 3, № 2. – S. 123–129.
2. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости / Н.И. Мусхелишвили. – М.: Наука, 1966. – 707 с.
3. Каландия А. И. Математические методы двумерной теории упругости / А.И. Каландия. – М.: Наука, 1973. – 303 с.
4. Григолюк Э.И. Контактные задачи теории пластин и оболочек / Э.И. Григолюк, В.М. Толкачев. – М.: Машиностроение, 1980. – 411 с.
5. Попов Г. Я. Концентрация упругих напряжений возле штампов, разрезов, тонких включений и подкреплений / Г. Я. Попов. – М.: Наука, 1982. – 344 с.
6. Александров В.М. Контактные задачи для тел с тонкими покрытиями и прослойками / В.М. Александров, С.М. Мхитарян. – М.: Наука, 1983. – 488 с.
7. Сулим Г.Т. Основи математичної теорії термопружної рівноваги деформівних твердих тіл з тонкими включеннями / Г. Т. Сулим. – Львів: Дослідно-видавничий центр НТШ, 2007. – 716 с.
8. Арутюнян Н.Х. Периодическая контактная задача для полуплоскости с упругими накладками / Н.Х. Арутюнян, С.М. Мхитарян // Прикладная математика и механика. — 1969. — Т. 33, №5. — С. 813—843.
9. Морарь Г.А. К периодической контактной задаче для полуплоскости с упругими накладками / Г.А. Морарь, Г.Я. Попов // Прикладная математика и механика. — 1971. — Т. 35, №1. — С. 172—178.
10. Кундрат М.М. Гранична рівновага та локальне руйнування пластини з накладкою / М.М. Кундрат // Вісник Рівненського держ. техн. ун-ту. Гідромеліорація та гідротехнічне будівництво. – Рівне: Видавництво Рівненського держ. техн. ун-ту, 1999. – С. 200-204.
11. Кундрат А.М. Руйнування в з'єднанні двох накладок/ А.М. Кундрат // Вісник Рівненського держ. техн. ун-ту. Збірник наук. праць. – Рівне: Видавництво Рівненського держ. техн. ун-ту, 2001. – Вип. 3(10). – С. 205-210.
12. Шацький І.П. Антиплоска деформація пружного простору зі зв'язаними жорсткими стрічковими включеннями / І.П. Шацький, А.М. Кундрат // Доп. НАН України. – 2004. – № 11. – С. 55–60.
13. Шацький І. Поздовжній зсув пружного простору з паралельними стрічковими включеннями різного розміру / І.П. Шацький, А.М. Кундрат // Машинознавство. – 2005. – № 2. – С. 7–12.
14. Kundrat M.M. Working Length of a High-Modulus Linear Inclusion Under the Action of Concentrated Cyclic Forces Within the Framework of Plane Problem / M.M. Kundrat // Materials Science. –2016. – V. 52, № 1. – P. 72-82.
15. Панасюк В.В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. — Киев: Наук. думка, 1991. — 415 с.

Рецензенти:

Трач Володимир Мирославович, завідувач кафедри Мостів і тунелів, опору матеріалів і будівельної механіки Національного університету водного господарства та природокористування, доктор технічних наук, професор;

Кундрат Микола Михайлович, професор кафедри Мостів і тунелів, опору матеріалів і будівельної механіки Національного університету водного господарства та природокористування, д.т.н., проф.

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017

УДК 519.682+66.03+672.9

Ю.В. Куц*Луцький національний технічний університет***КОМП'ЮТЕРНО-ІМІТАЦІЙНЕ МОДЕЛЮВАННЯ НАНЕСЕННЯ ЗАХИСНИХ
ПОКРИТТІВ НА ЦИЛІНДРИЧНУ ДЕТАЛЬ**

У статті наведена комп'ютерна програма нанесення захисних покриттів на порошкові матеріали. Показана розробка дозволяє імітувати напилення захисного шару та порівнювати два методи: електрометалізаційний та плазово-електролітичне окислювання..

Ключові слова: ПЕО, порошковий матеріал, захисне покриття.

Ю.В. Куц*Луцкий национальный технический университет***КОМПЬЮТЕРНО-ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ
ПОКРЫТИЙ НА ЦИЛИНДРИЧЕСКИЕ ДЕТАЛИ**

В статье представлена компьютерная программа нанесения защитных покрытий на порошковые материалы. Показана разработка позволяет имитировать напыления защитного слоя и сопоставлять два метода: электродуговой и плазменно-электролитическое окисление.

Ключевые слова: плазменно-электролитическое окисление, порошковый материал, защитное покрытие.

Yu. Kuts*Lutsk National Technical University***COMPUTER SIMULATION MODELING APPLICATION OF PROTECTIVE COATINGS ON
THE DETAILS**

The article presents a computer program drawing of sheeting's on powder materials. Shown elaboration allows simulating a protective layer coating and comparing two methods: electric arc and plasma-electrolytic oxidation.

Keywords: plasma-electrolytic oxidation, powder material, protective coating.

Постановка проблеми. Комп'ютерні технології відкривають широкі можливості високоефективної організації проведення і забезпечення результативності навчального та виробничого процесу.

Сьогодні існує багато комп'ютерно-імітаційних систем і ресурсів, але не всі з них можуть виконувати інженерні розрахунки.

Головною причиною порівняно низького ресурсу в машинобудуванні є знос деталей. Одним із основних напрямків підвищення довговічності деталей в сучасних умовах є вдосконалення низьковартісних технологічних процесів відновлення цих деталей у поєднанні з використанням доступних і дешевих матеріалів при гарантованих високих показниках надійності відремонтованих виробів. Рішення цієї задачі стримується обмеженим використанням сучасних способів ремонту та відновлення деталей. Найбільш перспективним є електрометалізаційне відновлення та ПЕО метод. Таким чином ми вирішили їх об'єднати у нашій комп'ютерній програмі та автоматизувати ці процеси.

Під час розробки нашого проекту ми зупинили свій вибір на мові програмування високого рівня, а саме Java Script.

На сьогоднішній день існує велика кількість модулів та бібліотек для реалізації різноманітних задач.

Метою даної роботи була розробка комп'ютерної моделі, що дозволяє імітувати напилення захисного шару та порівнювати два методи: електрометалізаційний та ПЕО.

Нашу програму можна використовувати не тільки на виробництві, але і у навчальному процесі для наочного показу тхнології напилення захисного шару студентам.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Спеціальні комп'ютерні програми підвищують якість навчання та реалізації процесу за рахунок проведення великої кількості операцій за малий відрізок часу.

Переглянувши та проаналізувавши останні публікації [1] та літературу нами було виявлено, що наша програма є унікальною[2]. Багато науковців просто порівнюють методи, але не використовують комп'ютерне забезпечення, такі як: Ю.В.Бусило, А.Е.Черепко, О.А. Тамаргазін, Л.А.Лопата, В.І. Похмурский.

Портякін О.О., Тинькоса С.М., Піскажова Т.В. розробили комп'ютерну програму для вивчення теплообмінних процесів., у ній можна виконувати статичні розрахунки, динамічні розрахунки, у неї влаштовані бази даних та виконується візуалізація результатів у вигляді таблиць та графіків [3]. Ю.В.Бусило та А.Е.Черепко у своїх працях проводили порівняльний аналіз властивостей покриттів нанесених традиційним електродуговим напиленням (ЕДН) — що використовує для розпилювання газ-повітря, і активованим електродуговим напиленням (АДН) — яке для розпилювання використовує продукти згоряння пропано-повітряної суміші[4]. О.А. Тамаргазін, Ю.В.Бусило, Л.А.Лопата у своїх роботах розглядали первинні (технологічні чинники), що стосуються технології та умов напилення і вторинні, які є похідними від технологічних факторів, що впливають на структуроутворення і властивості покриттів. Узагальнюючи результати досліджень щодо впливу чинників процесу електродугового напилення на структуроутворення і властивості покриттів, встановили параметри процесу електродугового напилення[5]. В.І. Похмурский у своїх роботах займався структурою і фізико-механічними характеристиками електродугових покриттів та режимів їх нанесення [6].

Основна частина. Комп'ютерне моделювання — метод розв'язування задачі аналізу або синтезу складної системи, що ґрунтується на використанні її комп'ютерної моделі. Сутність комп'ютерного моделювання полягає у відшукуванні кількісних і якісних результатів із залученням наявної моделі. Якісні висновки, зроблені на підставі такого дослідження, дають змогу розкривати невідомі досі властивості складної системи: її структуру, динаміку розвитку, стійкість, цілісність тощо. Кількісні висновки мають переважно характер прогнозу майбутніх чи пояснення минулих значень змінних, що характеризують систему.

Також слід відмітити, що проведення обчислювального експерименту за допомогою комп'ютерно-інформаційні технологій має ряд переваг перед натурним експериментом, наприклад:

- для нього не потрібно складного лабораторного устаткування;
- істотне скорочення тимчасових витрат на експеримент;
- можливість вільного керування та довільної зміни параметрів;
- можливість проведення обчислювального експерименту там, де натурний експеримент неможливий через віддаленість досліджуваного явища, наприклад у просторі, або через його значну тривалість у часі, а також через можливість внесення необоротних змін у досліджуваний процес.

Тому, під терміном моделювання розуміють створення моделі, а також дослідження об'єктів за допомогою побудови і вивчення їх моделей.

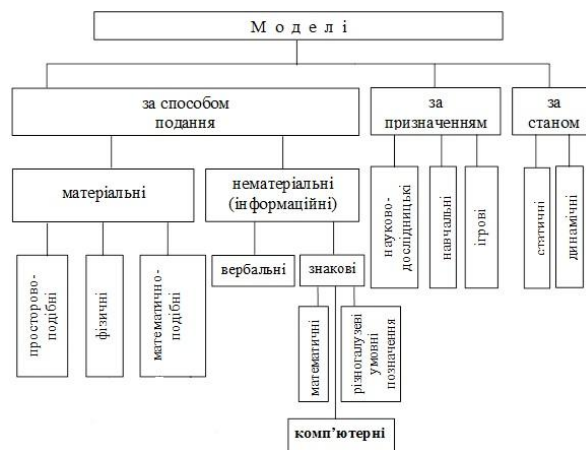


Рис. 1. – Класифікація моделей

Комп'ютерна модель – математична модель, реалізована за допомогою певних програмно-апаратних засобів [7, 8].

Наше програмне забезпечення реалізоване у JavaScript, котра характерна великим вибором бібліотек та конструкторів.

JavaScript – це динамічна мова програмування. Це інтерпретована мова програмування з об'єктно-орієнтованими можливостями. На стороні клієнта JavaScript є найбільш поширеною

формою мови. Сценарій повинен бути включений в систему або на який посилається HTML-документа для коду, який буде інтерпретуватися браузером [9-11].

Програма має наступні функціональні можливості:

- Виконання статичних розрахунків: час напilenня, товщина напilenня, пористість (при заданні різних умов)

- Використання встроєних баз даних, які необхідні для проведення розрахунків і перевірки їх вірності

- Візуалізація результатів у вигляді графіків, таблиць та трьохвимірної деталі.

Комп'ютерна програма дозволяє з допомогою кольорових зображень побачити наочно результати.

Нами ведеться розробка програмного забезпечення направленого на вивчення та вирішення проблем захисних покриттів та порівняння двох методів напilenня.

Програма не тільки поєднує в собі обчислювальні методи, але також візуалізацію отриманих результатів.

Для відтворення та порівняння захисного покриття методом ПЕО і електрометалізаційним методом необхідно задати дані які виведені на табло

Задаємо: внутрішній діаметр деталі, зовнішній діаметр, висоту деталі.

Також характеристики, які стосуються методів напilenня:

- продуктивність напilenня
- дефектний шар
- знос поверхні
- густину матеріалу
- швидкість обертання деталі
- швидкість переміщення металізатора відносно напильовальної поверхні (Рис. 2).

Рис. 2. – Інтерфейс програми «Комп'ютерно – імітаційне моделювання для напilenня захисних покриттів на деталь»

Наприклад, нам необхідно за допомогою програми напилити поверхню втулки і отримати розміри $d=50 \pm 0.08$ мм; $L = 30$ мм; сталь 25ХГ; знос поверхні – $z_{\pi}=0,6$ мм.

Таблиця 1

Вхідні параметри для програми

Діаметр деталі, які необхідно отримати	d	50 ± 0.08 мм
Діаметр деталі після обробки поверхні під напilenня	d_{π}	48,4 мм
Розмір даного елемента заготовки	d_n	52 мм
Довжина деталі	L	30 мм
Знос поверхні	z_{π}	0,6 мм

Припуск на механічну обробку попередньої	$Z_{мп}$	0.2 мм
Дефектний шар	C_d	0.5 мм
Припуск на механічну обробку		0.5 мм
Кількість обертів за хвилину	n	100 об/хв.
Переміщення металізатора відносно напилюваної поверхні	S	10 мм/об
Припуск під напилення	Z_0	1.8 мм

Загальний припуск на обробку Z_0 дорівнює сумі міжопераційних припусків Z_i від заготовки до готової деталі:

$$Z_0 = \sum_{i=1}^n Z_i \quad (1)$$

де n – кількість операцій.

Тоді припуск під напилення складає:

$$Z = (d_n - d_n) \quad (2)$$

де d_n – розмір даного елемента заготовки;
 d_n – розмір того ж елемента готової деталі.

Тобто, ми повинні нанести $Z=3,6$ мм покриття на 1 сторону $Z_0=1.8$ мм.

$$Z_0 = (d_n - d_n) / 2 \quad (3)$$

Такий шар може бути нанесено за 1 прохід плазмотрону.
 Основний час напилення буде складати:

$$t_0 = L / (n \cdot S) \quad (4)$$

де L – довжина деталі,
 n – кількість обертів за хвилину,
 S – переміщення металізатора відносно напилюваної поверхні ;

В нашому випадку $t_0 = 3,2$ хв.

Електричні параметри синтезу ОКП підбирають, як правило, експериментально, без належного теоретичного обґрунтування. Проте саме густина струму та напруга визначають характер та інтенсивність електричних розрядів і температурні умови на поверхні сплаву, та впливають на функціональні характеристики покриття.

Тому в ході багатьох досліджень ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України нами було виявлено закономірність, яку ми внесли у програму.

В середньому за 1 хвилину 1-5 мкм наростає захисного оксидованого покриття.

Основними електрофізичними параметрами процесу є анодна напруга U_a , катодна напруга U_k , густини катодного і анодного струмів I_k , I_a , тривалість імпульсів і їх частота, тривалість процесу τ , хв..., $I_k/I_a=1$

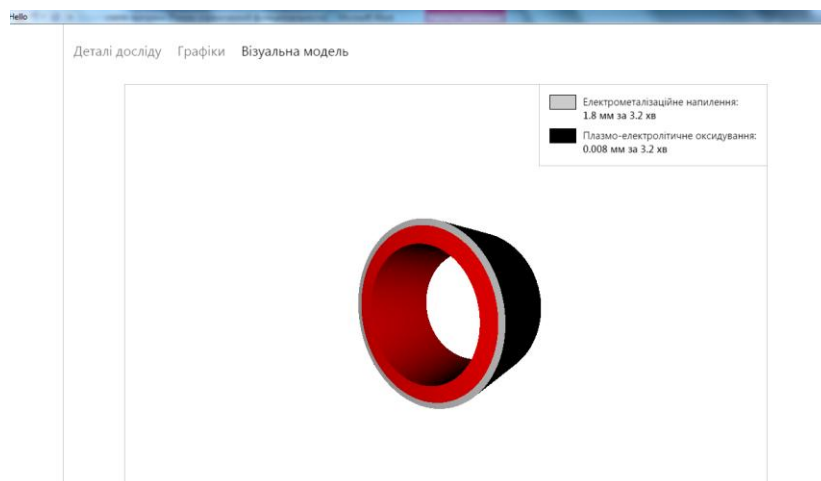


Рис. 3. – Зображення моделі деталі після напilenня

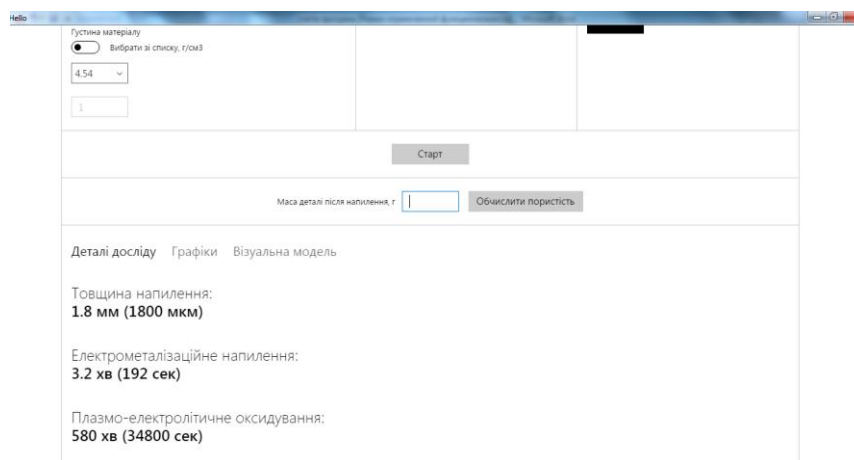


Рис. 4. – Порівняння двох методів напilenня за часом

Таким чином програма порівнює два методи і показує за який відрізок часу буде зроблена дана товщина напilenня електрометалізаційним методом чи ПЕО методом.

В такому випадку ми бачимо і вирішуємо, який нас влаштовує. Можна використовувати 2 методи. Електрометалізаційний слугитиме своєрідною підложкою для ПЕО метода. Таким чином це дасть нам більшу мікротвердість деталі, корозійну стійкість та довговічність.

При збільшенні дистанції напильовання спостерігається підвищення пористості. В цьому випадку відбувається не тільки зниження температури частинок в момент зіткнення з основою, але і падає їх швидкість, що й обумовлює такий характер зміни пористості напильованих матеріалів. На невеликих відстанях напilenня, відповідних утворенню щільності покриття з малою пористістю, може статися перегрів і деформація основи. Крім цього, при напильненні на малих дистанціях можуть виникнути труднощі, пов'язані з отриманням рівної поверхні покриття.

Зі збільшенням дистанції напильовання кількість пор в покритті (відкрита пористість) стає більшою. Найбільш щільними і мають найменшу відкриту пористість є покриття, отримані дротовим напильненням. Більшість часу в такому покритті ізолювано від зовнішнього середовища, тобто пористість тут, в основному, закрита.

При нанесенні порошкових матеріалів зниження витрати напильованого порошку і зменшення швидкості переміщення пальника призводить до деякого збільшення щільності покриття.

Покриття, отримані при більш високій температурі основи, мають підвищений зчепленням частинок між собою і більш низькою пористістю.

В програмі вписуємо масу втулки після напilenня і визначаємо пористість:

$$\Pi = (1 - \rho_m / \rho) \times 100\% \quad (5)$$

де ρ_m – середня густина матеріалу, г/см³ ;

ρ – істинна густина матеріалу, г/см³.

Середня густина матеріалу (в нашому випадку це щільність) – це маса одиниці об'єму матеріалу у природному стані, тобто разом з порами і пустотами. Вона позначається буквою ρ і обчислюється за формулою:

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (6)$$

де m – маса матеріалу, г;

V – об'єм матеріалу у природному стані, см^3 .

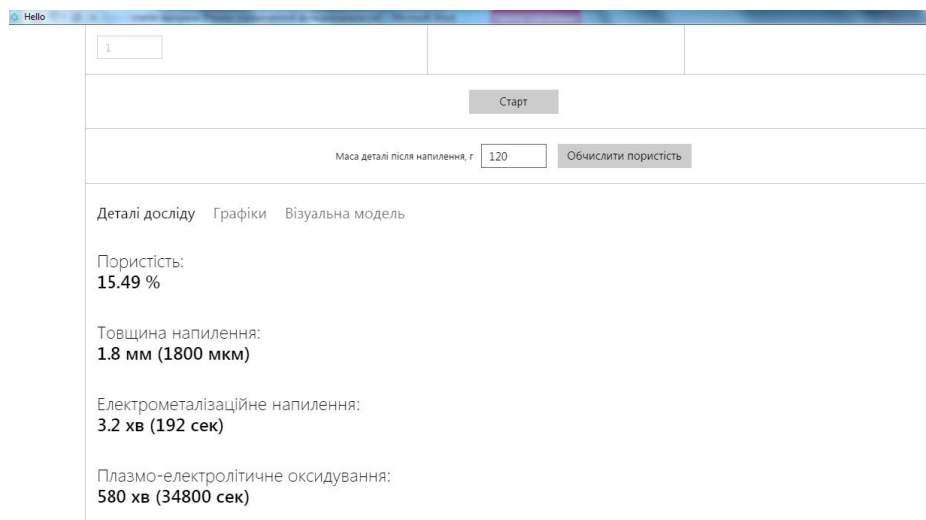
Істинна густина (в нашому випадку ми беремо густину нашого металу) – це маса одиниці об'єму матеріалу в абсолютно щільному стані, тобто без пор і пустот. Для визначення істинної густини матеріалу потрібно знати масу матеріалу та його об'єм у абсолютно щільному стані.

Позначається істинна густина буквою ρ грецького алфавіту і визначається за формулою:

$$\rho = \frac{m}{V_a} \quad (7)$$

де m – маса зразка у сухому стані, г;

V_a – об'єм зразка у абсолютно щільному стані, см^3



1

Старт

Маса деталі після напилення, г 120 Обчислити пористість

Деталі дослідження Графіки Візуальна модель

Пористість:
15.49 %

Товщина напилення:
1.8 мм (1800 мкм)

Електрометалізаційне напилення:
3.2 хв (192 сек)

Плазмо-електролітичне оксидування:
580 хв (34800 сек)

Рис. 5. – Показ в інтерфейсі програми вихідних показників(пористість, товщина напилення, час напилення)

Якість покриттів і властивості в значній мірі залежать від тиску розпилювального газу і дистанції напилювання. Більшість дослідників сходяться на думці, що підвищення тиску сприяє збільшенню адгезії покриття і зниження пористості. На графіках (рис.6) ми можемо спостерігати нарощування захисного шару в той чи інший відрізок часу.

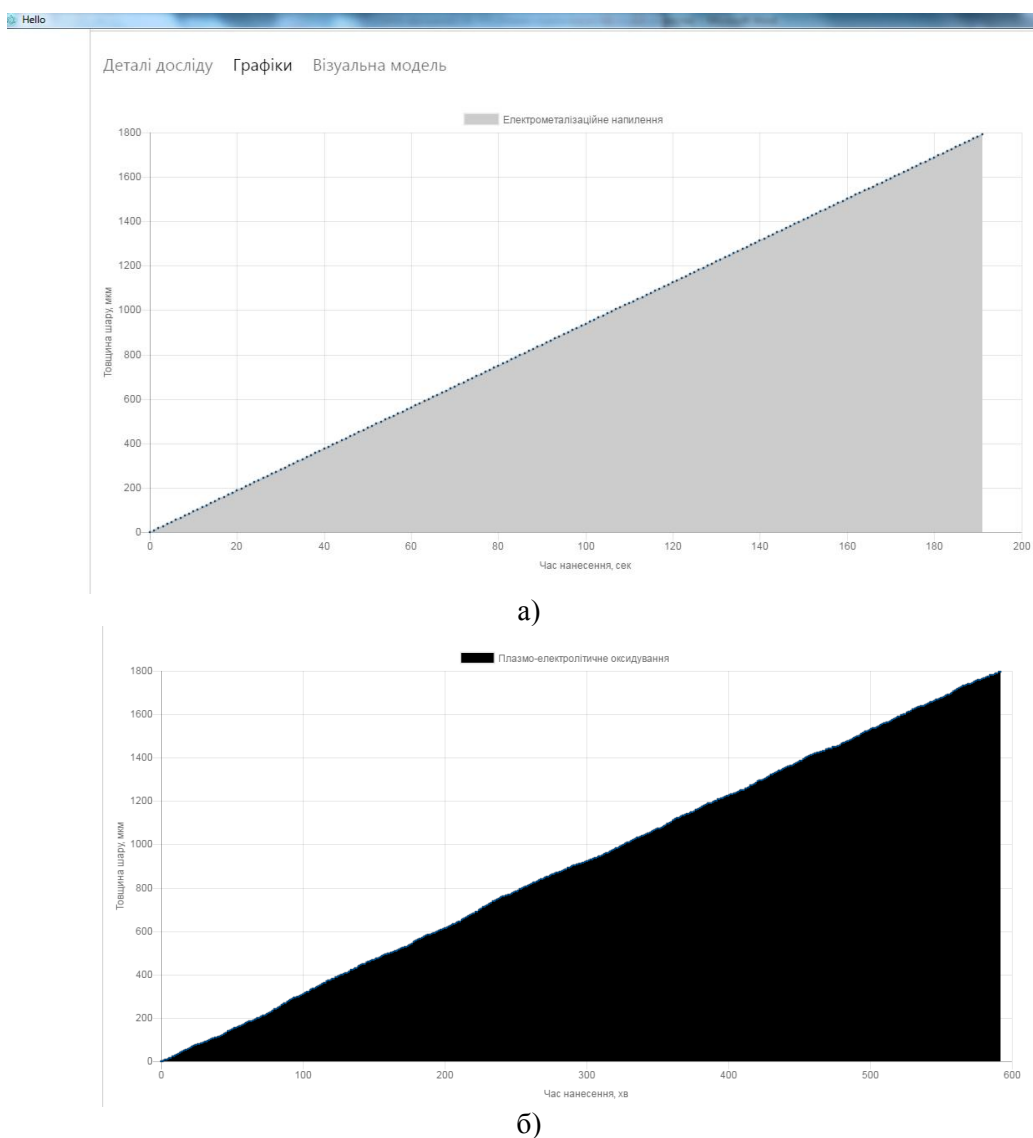


Рис. 6 – Графіки залежності товщини шару від часу у електрометалізаційному (а) та ПЕО методах наплення (б)

Таблиця 2

Порівняння електрометалізаційного та ПЕО методів наплення по часу

Методи наплення	Товщина наплення, мм	Час наплення, хв
Електрометалізаційний метод	1,8	3,2
ПЕО метод	1,8	588
Електрометалізаційний метод	2	3,2
ПЕО метод	2	675
Електрометалізаційний метод	2,2	3,2
ПЕО метод	2,2	716
Електрометалізаційний метод	2,6	3,3
ПЕО метод	2,6	873
Електрометалізаційний метод	2,7	3,3
ПЕО метод	2,7	907

Висновки.

Таким чином, в рамках даної роботи розроблена комп'ютерна програма «Комп'ютерно – імітаційне моделювання для наплення захисних покриттів на деталь».

Дане програмне забезпечення дозволяє виконувати статичні розрахунки: час напилення, товщина напилення, пористість (при заданні різних умов)

У неї вбудовані бази даних, які необхідні для проведення розрахунків і перевірки їх вірності. В інтерфейсі програми проводиться візуалізація результатів у вигляді графіків, таблиць та трьохвимірної деталі.

Дане програмне забезпечення направлене на вивчення та вирішення проблем захисних покриттів та порівняння двох методів напилення, а саме електрометалізаційного та ПЕО.

Дана програма дає можливість користувачу самому керувати процесом та визначати, якою товщиною та з якого саме матеріалу буде захисний шар.

Список використаних джерел:

1. Соколов В. Н., Юрковец Д. И., Разгулина О. В., Мельник В. Н. Программно-аппаратный комплекс для исследования микроморфологии поверхности твердых тел по РЭМ-изображениям/Поверхность.1998. № 1. С. 33 -40.
2. А. с. №71207 Комп'ютерна програма «Комп'ютерно- імітаційне моделювання для напилення захисних покриттів на деталь» / Ю. В. Куц, О. Ю. Повстяной (Україна). – дата реєстрації 29.03.2017
3. Петрянкин А.А., Тинькова С.М., Пискажова Т.В. Учебно-консультационная компьютерная программа для изучения теплообменных процессов//Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия, Вестник МГТУ, 2016, Т14,№1.
4. Brusilo Y. V, Investigation of properties of coatings deposited by different arc spraying methods/ Brusilo Y. V., Cherepko A. E.-Наукоємні технології, 2013. № 4 (20)
5. А. А. Тамаргазин, Л.А.Лопата, Ю.В. Брусило, С.А. Довжук Влияние факторов процесса электродугового напыления на структурообразование и свойствапокрытий// Техніка в сільськогосподарському виробництві, галузеве машинобудування, автоматизація, 2010, випуск 23
6. Похмурский В. И., Студент М. М., Довгунык В. М. и др. Порошковые проволоки систем FeCrB+Al и FeCrB+Al+C для электродуговой металлизации // Автоматическая сварка. - 2002. - № 3. - С. 32-35.
7. Советов Б. Я., Яковлев С. А. Моделирование систем: Учеб. для вузов. — М.: Высш. шк., 2001. — 343 с.) Шелобаев С. И. Математические методы и модели в экономике, финансах, бизнесе: Учеб. пособие для вузов. — М.: ЮНИТИ-ДАНА, 2000. — 367 с.
8. Маценко В.Г. Обчислювальна техніка та програмування: Навчальний посібник. – Чернівці: ЧНУ, 2010 – 112 с.
9. Основи інформатики та обчислювальної техніки : підручник / В. Г. Іванов, В. В. Карасюк, М. В. Гвозденко ; за заг. ред. В. Г. Іванова. — Х. : Право, 2012. — 312 с.
10. JavaScript The Good Parts/ Douglas Crockford - JavaScript: сильные стороны. — СПб.: Питер, 2012. — 176 с: ил.
11. Флэнаган Д./JavaScript. Подробное руководство. – Пер. с англ. – СПб: Символ_Плюс, 2008. – 992 с., ил.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 620.179.16

О.М. Люшук, П.П. Савчук, В.П. Кашицький, В.Ф. Лабунець, В.В. Загребельний*Луцький національний технічний університет***ДОСЛІДЖЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ОПТИМІЗОВАНИХ ВИСОКОНАПОВНЕНИХ
ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ ФРИКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ**

Представлено порівняльну оцінку результатів дослідження зносостійкості епоксикомпозитних матеріалів наповнених дискретним базальтовим та арамідним волокном, кремнійорганічним лаком, алюмінієвою пудрою. Експериментально підтверджено розрахункові значення параметра оптимізації отриманого методом математичного планування експерименту. Отримано підвищення зносостійкості епоксикомпозитів оптимального складу та за умови оптимальної термічної обробки.

Ключові слова: епоксиполімерна матриця, наповнювач, режим формування, інтенсивність зношування, зносостійкість.

О.Н. Люшук, П.П. Савчук, В.П. Кашицкий, В.Ф. Лабунец, В.В. Загребельный**ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ОПТИМИЗИРОВАННЫХ
ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ ЭПОКСИКОМПОЗИТОВ ФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Представлена сравнительная оценка результатов исследования износостойкости эпоксикомпозитных материалов наполненных дискретным базальтовым и арамидным волокном, кремнийорганическим лаком, алюминиевой пудрой. Экспериментально подтверждено расчетные значения параметра оптимизации полученного методом математического планирования эксперимента. Получено повышение износостойкости эпоксикомпозитов оптимального состава и при оптимальной термической обработки.

Ключевые слова: эпоксиполимерная матрица, наполнитель, режим формирования, интенсивность изнашивания, износостойкость.

O. Lyushuk, P. Savchuk, V. Kashytskyi, V. Labunets, V. Zahrebelnyi**RESEARCH OF WEAR RESISTANCE OF OPTIMIZED HIGH FILLED EPOXY
COMPOSITES OF FRICTION DESIGNATION**

Presented a comparative assessment of the research results of wear resistance of epoxy composite materials filled by discrete basalt and aramid fiber, organosilicone lacquer, aluminum powder. Experimentally proved the calculated values of optimization parameters obtained by a mathematical planning experiment. Obtained increase of wear resistance of epoxy composites with optimal composition and provided of optimal heat treatment.

Keywords: epoxy polymer matrix, the filler, the regime of formation, intensity of wear, wear resistance.

Вступ. Використання ненаповнених епоксиполімерів у трибовузлах часто є малоефективним через значну крихкість системи та високий коефіцієнт тертя. Крім того дані обмеження не дозволяють використовувати епоксиполімери у трибовузлах, що працюють у складних умовах (високі навантажувально-швидкісні режими, зміна температури, наявність агресивного середовища) [1]. Перспективним напрямком у вирішенні даного питання є використання термостійких добавок у вигляді рідких речовин або твердофазних порошкових (дискретних волокнистих) наповнювачів, що дозволяє суттєво розширити допустимі межі експлуатації епоксикомпозитів [2].

Введення дисперсних [3] наповнювачів в кількостях до 10%, зазвичай, забезпечує збільшення теплопровідності та коефіцієнта тертя полімеркомпозитів в порівнянні з ненаповненими полімерами. Використання волокнистих наповнювачів різко збільшує стійкість до динамічних навантажень залежно від властивостей волокон [4].

Використання наповнювачів, які відрізняються природою та формою, суттєво змінює вихідні фізико-механічні та теплофізичні властивості матриці, зокрема підвищує триботехнічні характеристики [5, 6]. Для оптимізації складу полінаповненої системи та вивчення комплексного впливу добавок на зносостійкість епоксикомпозитів використано метод багатофакторного планування експерименту. Даний метод дозволив отримати однорідну математичну модель, що адекватно описує залежність зносостійкості розробленого епоксикомпозитного матеріалу від вмісту добавок.

Мета роботи: дослідження комплексного впливу добавок на зносостійкість епоксикомпозитів оптимізованих методом багатофакторного планування експерименту.

Матеріали і методи досліджень. Для формування полімеркомпозитних матеріалів в якості полімерної матриці використано епоксидно-діанову смолу марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), для тверднення якої використано твердник холодної дії поліетиленполіамін (ПЕПА ТУ6-05-241-202-78). Формування дослідних зразків здійснено методом вільного заливання композиції. Підготовка

композиції полягала у механічному вимішуванні попередньо просушених наповнювачів (100 °С) та підігрітої смоли (20-25 °С). Попереднє структурування епоксикомпозитів тривало 24 год за кімнатної температури. Для уникнення високих залишкових напружень застосовано ступінчастий режим термічної обробки епоксикомпозитних матеріалів: 50 °С та 100 °С з витримкою 1 год та до кінцевої температури згідно режиму формування (I – 120 °С; II – 200 °С) з витримкою 4 год.

В якості добавок використано арамідне (ГОСТ-29104) та базальтове (ГОСТ 21880-94) волокно; кремнійорганічний лак - 915 (ГОСТ 16508-70-74); алюмінієва пудра (ГОСТ 4640-93); аеросил (ГОСТ 4239-77) (табл. 1).

Кремнійорганічний лак марки КО-915 (ГОСТ 16508-70-74), являє собою однорідний прозорий розчин поліметилфенілсилоксанової смоли у толуолі. Умовна в'язкість знаходиться в межах 17...27 с, масова доля нелетких речовин складає 50 ± 2 %. Лак має понижену температуру сушіння, характеризується волого- та термостійкістю; працездатний при температурі до 250 °С.

Алюмінієва пудра є дисперсним наповнювачем; частинки мають сферичну форму розміром 10...20 мкм; температурою плавлення 600°С; коефіцієнт теплопровідності 0,41 Вт/м·К.

Аеросил має високу дисперсність (розміри частинок 4...10 мкм), підвищує зносостійкість та адгезію. Щільність складає 2,36 г/см³, питома адсорбційна поверхня становить 50-450 м²/г.

Таблиця 1

Фізико-механічні характеристики волокон

Характеристика	Арамідне волокно	Базальтове волокно
Діаметр волокна, мкм	9	11
Щільність, кг/м ³	1450	1800
Максимальна робоча температура, °С	450	600
Теплопровідність, Вт/м · К	0,020	0,035
Міцність при розтягу, МПа	4500	3800
Модуль пружності, МПа	160000	110000

За параметр оптимізації (у) вибрано інтенсивність вагового зношування (I_g , 10⁻³ г/км), оскільки даний параметр є домінуючим в процесі розробки триботехнічного матеріалу.

Для випробування на зносостійкість в умовах тертя ковзання зразків використано машину тертя 2070 СМТ-1, дослідження на якій проведено згідно стандартизованої методики випробувань. Як матеріал контртіла в усіх випадках застосовували сталь 45 (ГОСТ 1050-74), яка термооброблена до твердості 50...52 HRC. Для отримання результатів випробувань на зносостійкість в якості пар тертя використано ролик (контртіло), що оберталося по дотичній до поверхні зразка. Швидкість ковзання складала $V = 1$ м/с, навантаження – $P = 1$ МПа, шлях тертя – $L = 100$ м, час тертя – $T = 10$ хв. Після випробувань зразки промивали бензином Б-70 (ГОСТ 443-76), сушили і зважували на електронних вагах AXIS з точністю до четвертого знаку після коми за температури 20 °С.

В результаті крутого сходження по поверхні відгуку отримано декілька варіантів складу епоксикомпозитних матеріалів (табл.2), для яких отримано розрахункові значення параметра оптимізації. З метою підвищення в'язкості композиції та зносостійкості до складу зразка №2 вводили аеросил.

Таблиця 2

Склад епоксикомпозитних зразків

№	Вміст базальтового волокна, мас. ч	Вміст арамідного волокна, мас. ч	Вміст кремній-органічного лаку, мас. ч.	Вміст алюмінієвої пудри, мас. ч	Вміст аеросилу, мас. ч	Теоретичне значення інтенсивності зношування, г
1	11	0,76	29,16	6,88	–	0.013
2	11	0,76	29,16	6,88	6	0.01
3	12	0,14	28,74	5,32	–	0.044
4	10	1,38	29,58	8,44	–	0.048

Експериментально підтверджено (рис. 1), що зразок № 1 має найвищу зносостійкість серед досліджуваних матеріалів сформованих за режимом I, що пояснюється оптимальним вмістом добавок. Наявність алюмінієвої пудри забезпечує ефективне відведення теплоти з зони трибоконтакту. За умови недостатності порошку теплопровідність знижується, а у випадку надлишкового вмісту – знижується змочуваність частинок. Введення кремнійорганічного лаку забезпечує формування структурної сітки епоксиполімерної матриці з оптимальною кількістю фізико-хімічних зв'язків та сповільнення процесів термічної деструкції полімерної матриці за рахунок високої стійкості кремнійорганічних макромолекул до підвищених температур. Використання арамідного волокна, яке забезпечує армуючу функцію, підвищує зносостійкість, оскільки тонкі волокна за однакового масового вмісту порівняно з базальтовим волокном, забезпечують утворення додаткових хімічних зв'язків за рахунок високої поверхневої енергії та збільшення включень армуючої фази, в результаті чого відбувається підвищення фізико-механічних властивостей епоксикомпозитів.

Встановлено, що введення аеросилу до складу зразка № 2, знизило інтенсивність зношування на 21 % порівняно з зразком складу № 1. Це пояснюється підвищенням щільності епоксикомпозитної системи та зниженням вмісту полімерної фази, яка має низьку стійкість до руйнування поверхневого шару в процесі фрикційної взаємодії.

Інтенсивність зношування зразка № 3 є найвищою, що пояснюється надлишком вмісту базальтового волокна. Даний наповнювач призводить до втрати впорядкованості частинок наповнювача в об'ємі матриці та появи підвищеного напруженого стану. Відповідно недостача арамідного волокна призводить до зниження зносостійкості системи, оскільки збільшується площа контакту полімерної матриці з сталевим контртілом. Недостатній вміст кремнійорганічного лаку не запобігає руйнуванню фізичних зв'язків у термореактопластах за невисоких температур, що спричиняє деструкцію просторової сітки в епоксиполімерах під час трибовзаємодії. За умови недостатнього вмісту алюмінієвої пудри відбувається локалізація теплоти в поверхневому шарі, що спричиняє розігрів та інтенсивну деформацію даного шару.

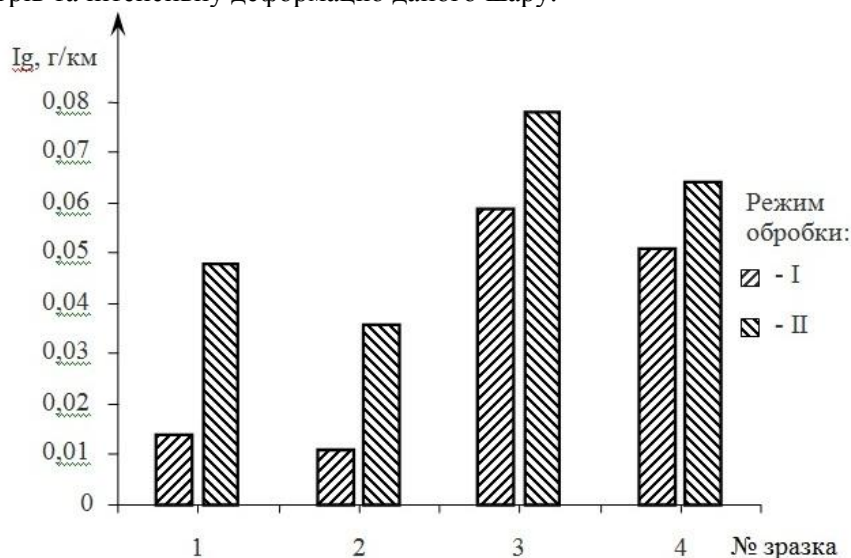
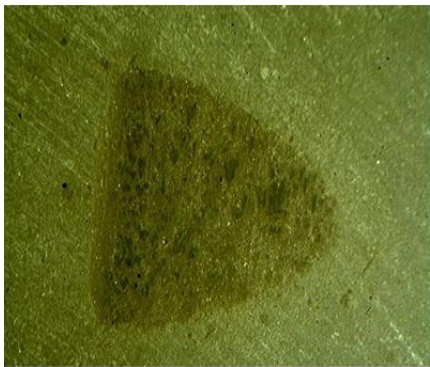


Рис. 1. Залежність зносостійкості епоксикомпозитів від вмісту добавок та режиму ступінчастої термічної обробки з витримкою за кінцевої температури: I – 120 °С; II – до 200 °С

Встановлено, що зносостійкість епоксикомпозитів сформованих згідно режиму II є нижчою порівняно з режимом I. Очевидно, що це пов'язано з негативним впливом високої температури на процеси структурування епоксикомпозитів, оскільки формування епоксикомпозитів супроводжується домінуванням термодеструктивних процесів, виникненням додаткових внутрішніх напружень та руйнуванням міжмолекулярних зв'язків та ланцюгів макромолекул.

На (рис. 2, а) представлено поверхню тертя епоксикомпозитів з найнижчою інтенсивністю зношування. Дана поверхня має низьку шорсткість без видимих слідів руйнування матеріалу, що підтверджує високу зносостійкість епоксикомпозиту. Це пов'язано з формуванням фактичної

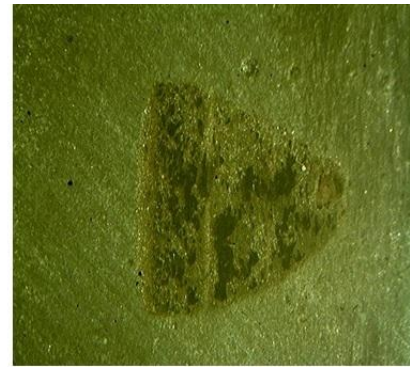
площі контакту поверхні контртіла з поверхнею наповнювачів за рахунок високого вмісту частинок, зносостійкість яких вища за зносостійкість матриці.



а



б



в

Рис.2. Загальний вигляд поверхні тертя епоксикомпозитів: а - № 1; б - № 2; в - № 3

На поверхні трибоконтакту (рис. 2, б) епоксикомпозиту наповненого додатково аеросилом не зафіксовано магістральних макротріщин, поверхня тертя є рівномірною, гладкою, без видимих дефектів та слідів руйнування.

На поверхні тертя (рис. 2, в) зафіксовано налипання продуктів зношування в результаті інтенсифікації процесів схоплення, що зумовлено недостатньою кількістю арамідного волокна в епоксикомпозиті. Підвищений вміст базальтового волокна призвів до неповного змочування частинок з утворенням пор і порожнин у граничних шарах, що викликає при фрикційній взаємодії катастрофічне руйнування поверхневого шару.

Висновок. В результаті експериментальних досліджень підтверджено розрахункові значення інтенсивності зношування епоксикомпозитів розроблених складів, що пов'язано з якісним проведенням математичного планування та отриманням однорідної та адекватної моделі. Застосування даної моделі дозволило отримати високі значення параметра оптимізації за наявності великої кількості факторів. Визначено оптимальний склад епоксикомпозиту, що дозволило підвищити зносостійкість на 83 % триботехнічного матеріалу фрикційного призначення порівняно з матеріалом, склад якого отримано згідно крокового спуску по поверхні відгуку.

Список використаних джерел:

1. Гутников С.И., Лазорьяк Б.И., Селезнев А.Н. Стекловолокна, Москва, 2010. – 406 с.
2. Савчук П.П. Розробка композиційних антифрикційних матеріалів на основі епоксидних смол, неорганічних наповнювачів для динамічно навантажених вузлів тертя: Автореф. дис... к-та техн. наук: 05.02.01 – Тернопіль: ТДПУ, 1999. – 18 с.
3. Кіндрачук М.В., Лабунець В.Ф., Пашечко М.І., Корбут Є.В. Трибологія: – К: Вид-во Нац. авіац. ун-ту «НАУ-друк», 2009. – 392 с.
4. Букетов А.В., Стухляк П.Д., Кальба Є.М. Фізико-хімічні процеси при формуванні епоксикомпозитних матеріалів. – Тернопіль: Збруч, 2005. – 182 с
5. Гулай О.І. Вплив органічних та неорганічних модифікаторів на властивості термостійких кремнійорганічних протикорозійних покриттів: Автореф. дис... к-та техн. наук: 05.02.01 – Львів: ФМІ, 2000. – 18 с.
6. Белый В.А. Проблема создания композиционных материалов и управление их фрикционными свойствами // Трение и износ. – 2009. – Т. 3. – №3. – С. 389-395.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 666.3:539.53

П.В. Мазур¹, О.О. Васильєв¹, В.Б. Муратов¹, Т.О. Прихна², П.П. Барвіцький², В.В. Гарбуз¹,
В.В. Картузов¹

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України¹

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України²

КОМПОЗИЦІЙНА КЕРАМІКА НА ОСНОВІ ДОДЕКАБОРИДУ ТА НІТРИДУ АЛЮМІНІЮ

У роботі отримано керамічний композит AlB_{12} -AlN із суміші нанокристалічних додекабориду та нітриду алюмінію, який має твердість від 19-20 ГПа для кераміки з 25% AlN до 16 ГПа для кераміки з 75% AlN; міцність на згин становить 270-370 МПа, тріщиностійкість – близько 4 МПа·м^{1/2}. Показано, що введення 25% мас. нітриду алюмінію дозволяє знизити температуру гарячого пресування AlB_{12} на понад 200 °С.

Ключові слова: додекаборид алюмінію, нітрид алюмінію, керамічний композит, механічні властивості

П.В. Мазур¹, А.А. Васильєв¹, В.Б. Муратов¹, Т.О. Прихна², П.П. Барвицкий², В.В. Гарбуз¹,
В.В. Картузов¹

Інститут проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины¹

Інститут сверхтвердых материалов им. В.М. Бакуля НАН Украины²

КОМПОЗИЦИОННАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ ДОДЕКАБОРИДА И НИТРИДА АЛЮМИНИЯ

В работе получен керамический композит AlB_{12} -AlN из смеси нанокристаллических додекаборида и нитрида алюминия, который имеет твердость от 19-20 ГПа для керамики с содержанием 25% AlN до 16 ГПа для керамики с 75% AlN; прочность на изгиб составляет 270-370 МПа, трещиностойкость – около 4 МПа·м^{1/2}. Показано, что введение 25% мас. нитрида алюминия позволяет снизить температуру горячего прессования AlB_{12} на более чем 200 °С.

Ключевые слова: додекаборид алюминия, нитрид алюминия, керамический композит, механические свойства

P.V. Mazur¹, O.O. Vasiliev¹, V.B. Muratov¹, T.O. Prikhna², P.P. Barvitsky², V.V. Garbuz¹,
V.V. Kartuzov¹

I.M. Frantsevich Institute for Problems of Material Sciences NAS of Ukraine¹

V.M. Bakul Institute of Superhard Materials NAS of Ukraine²

COMPOSITE CERAMICS, BASED ON ALUMINUM DODECABORIDE AND NITRIDE

Ceramic composite AlB_{12} -AlN has been prepared in this work from the mixture of nanocrystalline aluminum dodecaboride and nitride by hot pressing. Nanoscale nature of the powders allowed to develop a scheme of AlB_{12} purification and preparation of various compositions by admixture into initial mix of 25% AlB_{12} and 75% AlN. Hardness of the ceramics decreases with increasing AlN content from 19-20 GPa for the ceramics with 25% AlN to 16 GPa for the ceramics with 75% AlN. Bending strength and fracture toughness is approximately similar with values of 270-370 MPa and about 4 MPa·m^{1/2} respectively for all the specimens. Phase composition of the material has been shown to be sensitive to the oxygen content in the surroundings. Addition of over 25% of AlN into AlB_{12} leads to the reduction of the temperature of hot pressing by more than 200 °C, which is attributed to the influence of both AlN and nanoscale size of the powders.

Keywords: aluminum dodecaboride, aluminum nitride, ceramic composite, mechanical properties

Вступ. Додекаборид алюмінію AlB_{12} є представником цілого класу сполук, у яких бор утворює дванадцятиатомні структурні формування у вигляді правильних ікосаедрів. Найбільш відомим серед ікосаедричних сполук бору є карбід бору B_4C ($B_{12}C_3$). Він має широкий спектр застосувань, від броні високого класу та зносостійких композитів, де важливою є висока твердість, до засобів радіаційного захисту (металокерамічні композити) [1] та контролю ядерної реакції у атомних реакторах(компактна кераміка) [2].

Карбід бору, будучи зручним рішенням з точки зору вартості вихідного матеріалу, не завжди є оптимальним з погляду функціональних властивостей та технології виробництва кінцевого продукту. Так його погана механічна стійкість під динамічним навантаженням є відомим недоліком при застосуванні у якості балістичного захисту [3], а високі показники твердості матеріал демонструє лише при малих навантаженнях (до 50 Н). Вміст бору – ключова величина у застосуваннях, пов'язаних із радіаційним захистом – не є найвищим серед сполук бору. Поряд з тим, компактування методом гарячого пресування вимагає температур, які сягають понад 2200 °С[4], що поряд із суттєвими енергетичними затратами веде до швидкого зношування графітної оснастки гарячого пресу. Це у значній мірі нівелює економічні переваги, зумовлені порівняно низькою вартістю вихідного порошку карбіду бору.

Додекаборид алюмінію AlB_{12} , раціональний спосіб синтезу якого був нещодавно розроблений авторами цієї роботи в ПІМ НАН України (спосіб проходить етап патентування), має перспективи усунути деякі із зазначених недоліків B_4C . При порівняннях величинах твердості [4] додекаборид алюмінію не має високотемпературних поліморфних форм і тому, ймовірно, буде мати кращу стійкість при динамічному навантаженні. Вміст бору у додекабориді алюмінію найвищий серед сполук бору, що вказує на його перспективи у атомній енергетиці.

Однак, проблема компактування для додекабориду алюмінію не лише не втрачає актуальності, але набуває додаткових ускладнень. Високі температури компактування, зумовлені високою термічною стійкістю та низькою рухливістю ікосаедрів, характерні для усіх ікосаедричних сполук, включно із додекаборидом алюмінію. Але, на відміну від міцного ковалентного зв'язку атомів вуглецю та бору у структурі B_4C , алюміній пов'язаний із ікосаедрами B_{12} набагато слабше і вже при помірних за мірками карбіду бору температурах існує небезпека термічної дисоціації AlB_{12} та вивільнення алюмінію. Вирішення цих проблем пов'язане із пошуком та розробкою композицій на основі додекабориду алюмінію, які б дозволяли зберегти високі механічні показники кінцевого матеріалу та одночасно задовольнити умови безпечного компактування додекабориду алюмінію.

Проміжна стадія згаданого способу синтезу додекабориду алюмінію передбачає отримання суміші додекабориду алюмінію та нітриду алюмінію AlN . Компоненти цієї суміші, внаслідок особливостей процесу синтезу, являють собою нанорозмірні кристали рівномірно розподілені один в одному на рівні гомогенізації, який складно досягнути механічним перемішуванням порошків. З іншого боку, нітрид алюмінію, в силу простої вюрцитоподібної структури та більш іонного (більш рухливого) характеру зв'язку, може забезпечити достатній рівень дифузії матеріалу при спіканні за температур віддалених від температури плавлення (подібна для обох матеріалів – 2200°C), особливо в умовах підвищеного тиску при гарячому пресуванні.

Композит $\text{AlB}_{12}\text{-AlN}$, у разі успішного отримання, може поєднувати високу твердість ікосаедричних сполук бору та низку корисних якостей, притаманних для нітриду алюмінію. Зокрема, очікується, що він буде володіти підвищеною теплопровідністю, яка є бажаним фактором у напрямках застосування, де тепловідвід є критичним: від регулюючих стрижнів ядерних реакторів до сучасних гальмівних систем на транспортних засобах.

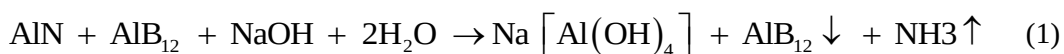
Мета даної роботи, в світлі перспектив використання композиційної кераміки на основі додекабориду та нітриду алюмінію, окреслених вище, полягала у отриманні композиту $\text{AlB}_{12}\text{-AlN}$, вивченні його механічних властивостей та їх залежності від співвідношення компонентів кераміки.

Матеріали та методики. Для синтезу вихідної суміші додекабориду та нітриду алюмінію були використані доступні для придбання промислові порошки алюмінію марки ПА-1 та нітрид бору Запорізького заводу абразивних матеріалів. Загальний вміст кисню у сировині не перевищував 0,5% за масою.

Синтез вихідної суміші здійснювали взаємодією алюмінію у з нітридом бору із забезпеченням безкисневого середовища в умовах вакуумного термічного синтезу. Продукт взаємодії містив близько 75% за масою нітриду алюмінію та 25% додекабориду алюмінію. Вміст кисню, зумовлений його наявністю у сировині, не перевищував 0,5%. Середній діаметр частинок AlB_{12} , досліджений за методом БЕТ та рентгенівською дифракцією, становив 50-150 нм, нітриду алюмінію за рентгенівською дифракцією – близько 50 нм.

Отриману суміш додекабориду алюмінію та нітриду бору піддавали хімічній обробці з метою виділення чистого AlB_{12} для подальшого приготування сумішей з різним співвідношенням AlB_{12} та AlN . Хімічні властивості утворених сполук дещо різняться в кислотно-основному плані. Встановлено, що нанорозмірний стан підсилює різницю властивостей порошків. Це дало можливість розробити регламент хімічної обробки вихідної шихти з метою селективного вилучення складових порошків.

Вилучення AlB_{12} проведено шляхом лужного розкладу AlN згідно рівнянню хімічної реакції:



Для приготування сумішей із різним співвідношенням компонентів вихідний продукт взаємодії домішували отриманим внаслідок хімічної очистки додекаборидом алюмінію відповідно до табл. 1

Суміші №№1-3 піддавали розмелу у планетарному млині в ацетоні протягом 4 годин із застосуванням твердосплавних (ВК) мелючих тіл. Такий режим помелу вибраний з врахуванням твердості додекабориду алюмінію і застосовувався з метою рівномірного розподілу доданого додекабориду у вихідній суміші (суміш №1), а також для руйнування агломератів AlB_{12} , які утворюються при хімічній обробці. Відділення розмелених сумішей від ацетону здійснювали висушуванням на повітрі. Чистий додекаборид алюмінію (суміш №4) піддавали розмелу протягом 15 хв для руйнування агломератів.

Таблиця 1

Вихідні суміші додекабориду та нітриду алюмінію

№ суміші	Вміст AlB_{12} , % мас.	Вміст AlN , % мас.
1	25	75
2	50	50
3	75	25
4	100	–

Підготовлені суміші піддавали гарячому пресуванню з контролем за усадкою під тиском 30 МПа. Для ізоляції компактованого матеріалу від графіту пресформи та пуансонів та зниження тертя, оснастку покривали порошком гексагонального нітриду бору. Температури пресування для різних зразків становили 1800-2080 °С. Компактовані зразки кераміки отримували у вигляді штапиків розміром 5х5х36 мм.

Отримані композиційні матеріали були піддані ряду атестаційних досліджень. Контроль повноти компактування здійснювали за пористістю, отриманою шляхом вимірювання густини пікнометричним методом та порівняння її із теоретичною густиною для конкретного матеріалу, виходячи із теоретичної густини 2,54 та 3,16 г·см⁻³ для AlB_{12} та AlN відповідно. Фазовий склад матеріалів після пресування визначали за даними рентгенівської дифракції, отриманими на дифрактометрі ДРОН-УМ1 в монохроматичному випромінюванні $Cu K_{\alpha}$ в діапазоні кутів 2θ від 10-18 до 77-80° (залежно від зразка). Аналіз дифрактограм виконували за допомогою програмного забезпечення PowderCell 2.4, яке включає засоби повнопрофільного аналізу Рітвельда [5].

Випробування механічних властивостей отриманих композитів включали дослідження мікротвердості міцності на згин та тріщиностійкості. Мікротвердість за методом Вікерс вимірювали на мікротвердомірі Innovatest Falcon 509 з навантаженням на індентор 10Н для зразків №2 та №3, 5, 10, 50, 100, 200, 300, 500 Н для зразка №3 і 50 Н для зразка №4. Міцність на згин була виміряна на приладі Plastics Bending Tester AS-102. Тріщиностійкість розраховували за емпіричною формулою, запропонованою Евансом та Чарльзом у [6]:

$$K_{IC} = 0,16(c/a)^{-1,5} (H_V a^{0,5}),$$

де c – середня довжина тріщин у вершинах відбитку у випробуванні твердості, мкм; a – половина середньої довжини відбитка при випробуванні твердості, мкм; H_V – твердість за методом Вікерс, ГПа.

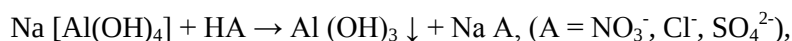
Результати та обговорення. Властивості вихідних порошків, такі як чистота, розмір частинок, розподіл частинок за розмірами та їх морфологія, є ключовими технологічними аспектами синтезу керамічного композиту AlB_{12} - AlN . Іншим критичним фактором є вартість порошків. Доступні у літературі способи синтезу порошку додекабориду алюмінію передбачають отримання або багатофазних продуктів у яких оксид алюмінію є одним із компонентів (його масова частка становить десятки відсотків) або кількості додекабориду є настільки незначними, що дослідження його властивостей викликає ускладнення [7]. Без сумніву, отримання керамік на його основі в такому разі є надзвичайно складним завданням – кількості чистого додекабориду алюмінію є надто малими, а матеріалам із суміші із оксидом буде характерна висока крихкість останнього. Потрібно відмітити, що розроблені також способи синтезу додекабориду алюмінію із простих речовин [8,9], однак їх економічні перспективи значно ускладнені високою ціною елементарного бору. Ситуація із нітридом алюмінію дещо простіша, – він давно доступний для виробництва масивних виробів – але способи його синтезу не вирізняються ані простотою, ані низькою вартістю[10]. З двох масових способів виробництва, прямого нітрування алюмінію та

карботермічного відновлення оксиду алюмінію з подальшим нітруванням, перший потребує домелу порошку, а другий має високу вартість.

Спосіб синтезу суміші додекабориду алюмінію, розроблений авторами цієї роботи, передбачає використання порівняно недорогих матеріалів, порошоків алюмінію та нітриду бору, та передбачає отримання порошоків у нанокристалічному стані. У такому разі суміш порошоків є оптимальною для подальшого гарячого пресування.

Нанокристалічний характер порошоків шихти має й іншу суттєву перевагу – значною мірою інертні з точки зору кислотно-основної взаємодії у крупнокристалічному стані AlB_{12} та AlN у нанокристалічному стані піддаються хімічній обробці, що дозволяє розробити способи виділення чистих компонентів. Реалізації розділення сприяють деякі відмінності у характері кислотно-основної взаємодії компонентів синтезованої суміші. Ця особливість була використана в даній роботі для отримання чистого додекабориду алюмінію для приготування збагачених ним сумішей.

Принципово зазначені хімічні особливості шихти дозволяють здійснювати і інші напрямки розділення, а саме $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ взаємодією розчинних продуктів реакції (1) із сильними кислотами, та AlN відмиванням розчином нітратної кислоти із вихідної шихти:



Ці способи розділення наразі знаходяться в розробці і не використовувались у даній роботі.

Екзотермічний характер процесу синтезу вихідної шихти та особливості реалізації хімічної очистки ведуть до агломерації вихідних нанорозмірних кристалітів додекабориду та нітриду алюмінію в частинки, що можуть сягати мікронних розмірів. При компактуванні такі агломерати ведуть себе як окремі частинки, нівелюючи переваги нанокристалічних порошоків. Руйнування агломератів можна здійснювати шляхом ультразвукової обробки або розмелу. Вибір на користь розмелу в даній роботі пов'язаний із необхідністю якісної гомогенізації сумішей №2 та №3, приготованих додаванням до вихідної шихти чистого додекабориду алюмінію, а також низькою продуктивністю лабораторних ультразвукових диспергаторів.

Додекаборид алюмінію – класичний надтвердий матеріал. Тому при його розмелі необхідно було мінімізувати намел внаслідок його абразивної дії. Використання куль зі сплаву ВК дозволило звести кількість домішок до мінімуму, однак повністю уникнути забруднення шихти матеріалом мелючих тіл не вдалося, що можна бачити із результатів рентгенівських досліджень фазового складу після пресування (табл. 2) – борид вольфраму присутній у всіх зразках, які були піддані тривалому розмелу і є продуктом взаємодії матеріалу мелючих тіл із додекаборидом алюмінію. На нашу думку, зазначені домішки суттєвим чином не вплинули на результати оцінок властивостей керамік, зроблених у даній роботі.

Властивості отриманих зразків керамічного композиту подані у табл. 2 (номер зразка відповідає номеру суміші). Як видно із таблиці, додавання до додекабориду алюмінію нітриду алюмінію сприяє зниженню температури компактування на понад 200 °С із досягненням повного компактування, що є принципово важливим для довговічності експлуатації графітної оснастки обладнання, особливо при серійному виробництві продукції. Важливо відмітити, що температура гарячого пресування чистого додекабориду алюмінію є суттєво нижчою від такої для карбіду бору (2240 °С), зокрема і через активацію спікання за рахунок нанорозміру частинок порошку.

І додекаборид алюмінію, і нітрид алюмінію мають достатньо високі значення констант термічної дисоціації за температур компактування, використаних у даній роботі. Це вимагає особливого підходу при гарячому пресуванні кераміки на їх основі. Температури компактування повинні забезпечувати ефективну усадку, але бути достатньо низькими для максимального зниження виділення алюмінію у вільному стані. Такий тонкий контроль температурного режиму не завжди вдається забезпечити. Про це свідчить наявність оксиду алюмінію та нітриду бору у зразках №№1-3, які утворюються внаслідок взаємодії продуктів дисоціації між собою з утворенням BN , так і з киснем оточення з утворенням Al_2O_3 . Ефекти від процесів дисоціації можна нівелювати ізоляцією системи від впливу оточення. За умови щільного прилягання пуансонів до графітної пресформи, нітрид бору, який використовується у якості ізоляційного матеріалу та твердої змазки при гарячому пресуванні, одночасно відіграє роль ефективного "сторожа" компактованої шихти (зразок №4). У разі, якщо екранування кисневмісного оточення (атмосфери повітря у випадку класичного гарячого пресування) відбувається не ефективно, алюміній, який

виділяється внаслідок дисоціації компонентів шихти, швидко взаємодіє із киснем з утворенням оксиду алюмінію, що може призводити до неконтрольованої зміни фазового складу пресовок. Тому якість графітної оснастки при отриманні композитів на основі AlB_{12} та AlN , на відміну від компактування оксидних систем або, наприклад, карбіду бору, є критичною для отримання якісного продукту. Безумовно, процес можна було б здійснювати на спеціальному обладнанні – гарячому пресі з контрольованою атмосферою або вакуумом. Але його використання веде до суттєвих технологічних ускладнень і може розглядатись лише як дослідницька альтернатива.

Таблиця 2

Температури гарячого пресування та основні властивості керамік на основі додекабориду та нітриду алюмінію

№ зразка	Температура пресування, °C	Фазовий склад, % мас.	Пористість, %	Твердість $H_{V,10H}$, МПа	σ_{3T} , МПа	K_{IC} , МПа·м ^{1/2}
1	1850	AlN – 81,68 AlB ₁₂ – 3,12 Al ₂ O ₃ – 7,19 BN – 7,19 WB ₂ – 0,75	< 1	16-17	270-300	–
2	1820	AlN – 44,03 AlB ₁₂ – 35,88 Al ₂ O ₃ – 12,73 BN – 6,86 WB ₂ – 0,86	< 0,5	17-18	280-300	–
3	1820	AlN – 23,41 AlB ₁₂ – 52,65 Al ₂ O ₃ – 11,19 BN – 11,47 WB ₂ – 1,28	~ 0	19-20	300-370	3,8±0,5
4	2080	AlB ₁₂ – 98 BN – 2	~0	23-24	285	4,2±0,5

Кераміка на основі чистого додекабориду алюмінію має найвищі значення твердості серед досліджених зразків і є співставною із показниками для карбіду бору, отриманого гарячим пресуванням[4]. При додаванні нітриду алюмінію спостерігається чітка закономірність до зниження значень твердості. Однак, її значення при максимальному вмісті нітриду бору (зразок №1) залишається достатнім для розгляду цієї кераміки у якості матеріалу балістичного захисту, абразивних систем та ін. При цьому міцність на згин та тріщиностійкість залишаються практично незмінними та мають достатньо високі значення.

Часто твердість матеріалу, виміряна при низьких навантаженнях різко знижується при його зростанні. Навантаження при проникненні ударника у кераміку може сягати декількох тисяч ньютон, і поведінку надтвердих матеріалів в таких умовах складно прогнозувати на основі даних отриманих при суттєво нижчих навантаженнях. Тому залежність твердості матеріалу від навантаження є важливою характеристикою при використанні керамічних матеріалів у якості балістичного захисту.

Для зразка №3, який можна вважати найбільш перспективним з точки зору поєднання технологічних переваг та високих механічних показників, було здійснено дослідження залежності твердості від навантаження на індентор в тесті Вікерс. Результати дослідження подані на рис.1, який демонструє виняткову здатність кераміки AlB₁₂-AlN до збереження значень твердості при підвищених навантаженнях.

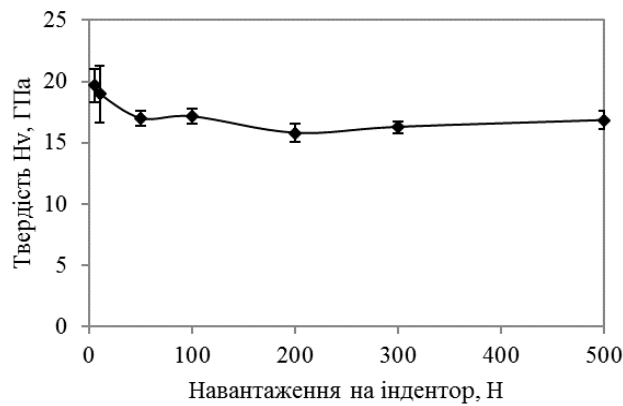


Рис. 1. Залежність твердості зразка №3 від навантаження на індентор в тесті Вікерс.

Відмітимо, що при збільшенні навантаження від одиниць до сотень ньютон твердість зразка №3 інтенсивно знижується до близько 16 ГПа, але при подальшому зростанні вона залишається практично сталою. Це надає суттєві переваги даній кераміці у порівнянні з, наприклад, карбідом бору, для якого зростання навантажень понад 100 Н часто призводить до руйнування матеріалу в зоні інденатації.

Висновки. У роботі отримано керамічний композит $\text{AlB}_{12}\text{-AlN}$ з різним співвідношенням компонентів та досліджено деякі його механічні властивості, важливі для використання матеріалу в якості матеріалу з високою твердістю: твердість, міцність на згин та тріщиностійкість. При збільшенні масової частки нітриду алюмінію у композиті, матеріал демонструє зниження твердості від 23-24 ГПа для чистого додекабориду до 16 ГПа для кераміки з 75% AlN зі збереженням міцності на згин та тріщиностійкості. Мінімальна твердість для даного матеріалу є задовільною для його використання в засобах балістичного захисту, абразивних системах та ін.

Показано, що введення 25% мас. нітриду алюмінію дозволяє знизити температуру гарячого пресування на понад 200 °C з помірним пониженням твердості відносно чистого AlB_{12} , що є важливим для збільшення терміну експлуатації графітної оснастки гарячого пресу. Для встановлення оптимального з точки зору поєднання високих механічних характеристик та низької температури компактування доцільними є додаткові дослідження в області низького (< 25% мас.) вмісту в композиті нітриду алюмінію.

Подяка. Робота виконана за сприяння програми NATO Science for Security and Peace в межах проекту G985070 "New Shock-Resisting Ceramics: Computer Modelling, Fabrication, Testing"

Список використаних джерел:

1. Shirvanimoghaddam K. et al. Boron carbide reinforced aluminium matrix composite: Physical, mechanical characterization and mathematical modelling // Mater. Sci. Eng. A. – 2016. Vol. 658. – P. 135–149.
2. C.Subramanian, A.K.Suri. Development of Boron-based materials for nuclear applications // Technol. Dev. Artic. – 2010. № 313. – P. 14–22.
3. Domnich V. et al. Boron Carbide: Structure, Properties, and Stability under Stress // J. Am. Ceram. Soc. – 2011. Vol. 94, No. 11. – P. 3605–3628.
4. Барвицкий П.П. и др. Структура и свойства материалов на основе $\text{AlB}_{12}\text{C}_2$ // Вісник національного технічного університету "ХПІ" Механіко-технологічні системи та комплекси. 2016. – №. 50. – С. 14–22.
5. McCusker L.B. et al. Rietveld refinement guidelines // J. Appl. Crystallogr. – 1999. Vol. 32, No. 1. – P. 36–50.
6. Evans A.G., Charles E.A. Fracture Toughness Determinations by Indentation // J. Am. Ceram. Soc. – 1976. Vol. 59, No 7–8. – P. 371–372.
7. Кислый П.С. и др. Бориды алюминия / ред. Новиков Н.В. Киев: Наукова думка, 1990. 192 с.
8. Koroglu A., Thompson D.P. In vacuo production of $\alpha\text{-AlB}_{12}$, $\text{C}_4\text{AlB}_{24}$, $\text{AlB}_{12}\text{C}_2$ and $\text{Al}_3\text{B}_4\text{B}_8\text{C}_2$ powders // J. Eur. Ceram. Soc. 2012. – Vol. 32, No 12. – P. 3501–3507.
9. Dongshan W. et al. Preparation and Characterization of AlB_{12} Powder // J. Chinese Ceram. Soc. – 2008. Vol. 36, No. 10. – P. 2–8.
10. Ramisetty M., Sastri S., Kashalikar U. Manufacturing of aluminum nitride powder for advanced applications // Am. Ceram. Soc. Bull. – 2014. Vol. 93, No 6. – P. 28–31.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 677.11-037.1.004.14

М.Д. Мельничук¹, С.П. Коропченко², О.А. Андрушко¹, В.М. Скуба¹*Луцький національний технічний університет¹,**Дослідна станція луб'яних культур Інституту сільського господарства НААН України²***МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛІМЕРКОМПОЗИТУ АРМОВАНОГО ВОЛОКНАМИ ТЕХНІЧНОЇ КОНОПЛІ**

У статті приведено результати дослідження механічних характеристик (ударна в'язкість, границя міцності, твердість) полімеркомпозиту армованого волокнами технічної коноплі. Розглянуто вплив розміру волокон та способу структурування поліефірної матриці на механічні властивості. Визначено оптимальний склад композиту, що забезпечує найкращі механічні властивості. Встановлено, що досліджуваний композит може застосовуватись, як конструкційний матеріал на основі відновлюваного джерела.

Ключові слова: технічна конопля, волокно, полімеркомпозит, механічні характеристики.

Н.Д. Мельничук¹, С.П. Коропченко², О.А. Андрушко¹, В.М. Скуба¹*Луцкий национальный технический университет¹,**Опытная станция лубяных культур Института сельского хозяйства НААН Украины²***МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРКОМПОЗИТА АРМИРОВАННОГО ВОЛОКНАМИ ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНОПЛИ**

В статье приведены результаты исследования механических характеристик (ударная вязкость, предел прочности, твердость) полимеркомпозита армированного волокнами технической конопли. Рассмотрено влияние размера волокон и способа структурирования полиэфирной матрицы на механические свойства. Определен оптимальный состав композита, что обеспечивает лучшие механические свойства. Установлено, что исследуемый композит может применяться как конструкционный материал на основе возобновляемого источника.

Ключевые слова: техническая конопля, волокно, полимеркомпозит, механические характеристики.

M. Melnychuk¹, S. Konopchenko², O. Andrushko¹, V. Skyba¹*Lutsk National Technical university¹,**Research Station of bast crops the Institute of Agriculture NAAS of Ukraine²***MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS AS REINFORCED FIBER TECHNICAL HEMP**

Results of research of mechanical characteristics (impact toughness, tensile strength, hardness) of polymer composite that is fiber-reinforced by technical hemp are given in the article. The effect of size of fibers and method of structuring the polyester matrix on the mechanical properties is studied. The optimal composition of the composite, which provides better mechanical properties is defined. It is determined that the investigated composites can be used as construction material based on renewable source.

Key words: technical hemp, fiber, polymer composite, mechanical properties.

Постановка проблеми.

В даний час широко використовуються в багатьох промислових областях синтетичні полімерні композиційні матеріали, що мають невелику питому масу і відповідають вимогам до міцності. Проте, зі збільшенням кількості синтетичних полімерних матеріалів у всьому світі все більш актуальними стають проблеми забруднення відходами навколишнього середовища та вичерпування вуглеводнів, як основної сировини[1,2].

Відповідно до підходів стійкого розвитку у світі існують тенденції до збереження вичерпних ресурсів, або таких, що мають тривалий час відновлення. Тому широко проводять дослідження для впровадження сировини, яка дуже швидко відновлюється (не більше 1 року). Новітні композитні матеріали на основі технічних конопель в більшості економічно розвинених країн світу вважаються надзвичайно перспективним матеріалом для різноманітних сфер людського життя.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. В ході досліджень було проаналізовано наукові статті G. Suardana, Yingjun Piao (Південна Корея) [1], Amir Etaati, Selvan Pather (Австралія) [2] L. Mott та M. Hughes (США)[3]. Багато дослідників вивчали композити на основі різних природних волокон. Як свідчать результати досліджень, у порівнянні з синтетичними волокнами, використання в композитах натуральних волокон має ряд переваг: густина, відновлюваність, здатність до біологічного розкладання, екологічність, нижча вартість[1-5]. Деякі дослідження показують, що природні волокна мають потенціал для заміни скловолокон в полімерних

композиційних матеріалах [4]. Вони вже знайшли застосування в будівництві, автомобілебудуванні та виробництві матеріалів упаковки. Волокна технічної коноплі є недорогими і мають хороші механічні властивості в порівнянні з іншими натуральними волокнами.

Ключові проблеми у виготовленні полімер композитів пов'язані з необробленими природними армуючими волокнами, що зумовлені поганою міжфазною адгезією між волокнами целюлози і матрицею, обмеженою термічною стабільністю композитів, поганим розподілом волокон і дисперсією в межах композитів [5].

Постановка завдань. На основі викладеного можна сформулювати завдання дослідження, яке полягає в визначенні оптимального складу, способу формування матеріалів наповнених волокнами технічної коноплі різної довжини, проведення досліджень на визначення ударної в'язкості, міцності на розтяг, твердості.

Виклад основного матеріалу дослідження.

В даній роботі було проведено ряд досліджень для встановлення залежностей між складом, режимом структурування та механічними властивостями композиту армованого технічними коноплями - конструкційного призначення. В даній роботі, як в'язуче використано поліефірні смоли двох марок CRYSTIC 2-446 PA. Композити наповнені волокном коноплі з хаотично та односпрямованими безперервними волокнами. Вміст волокон варіювали від 5 до 40 мас.ч %. Зразки під час формування піддавали сушінню за температур від 100 до 180 °С.

В таблиці 1 представлені характеристики довгого конопляного волокна з трести водного змочування, які використовували для армування, а на рисунку 1 показано загальний вигляд конопляного волокна.

Таблиця 1

Характеристика довгого конопляного волокна з трести водного змочування (зеленець)

Показник	Значення
Довжина, см	163
Розривне навантаження, Н	430
Лінійна щільність, текс	42
Сорт волокна	відбірний
Номер волокна, №	5,8



Рис. 1. Волокно конопляне довге з трести водного змочування (зеленець)

Оптимальний склад композиту визначали емпірично за основними механічними характеристиками матеріалу. Для цього враховували такі параметри: розмір та форму наповнювача, масове співвідношення компонентів, спосіб змішування, порядок додавання компонентів, спосіб та температуру сушіння.

Для армування було використано за розмірними параметрами волокна технічної коноплі двох типів:

I – діаметром 420...470 мкм та довжиною 150 мм;

II – діаметром 80...120 мкм та довжиною 20 мм.

Ударну в'язкість за методом Шарпі визначали згідно ГОСТ 4647 за температури +20 °С. Результати дослідження на ударну в'язкість представлені на рисунку 2. Взірці виготовляли з двома типами наповнювача: товстішими та довгими волокнами - **тип I** та більш тонкими та короткими - **тип II**.

Волокна першого типу були зорієнтовані вздовж прямокутних взірців і відповідно перпендикулярно осі молота маятника, а волокна **II-типу** розміщені хаотично в матриці полімеру. Як видно з залежностей найвища ударна в'язкість у взірців, які були армовані волокнами з діаметром 80...120 мкм та мали хаотичний розподіл у полімерній матриці.

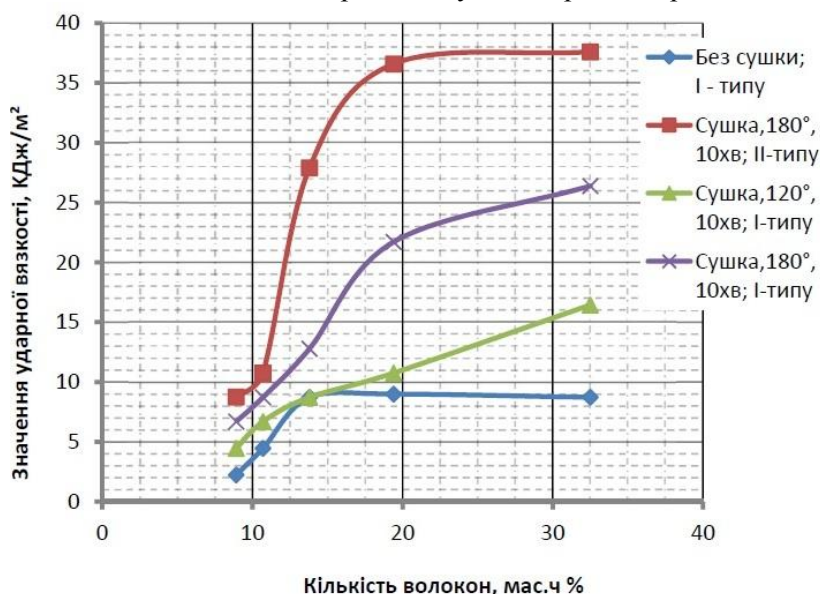


Рис. 2. Залежність ударної в'язкості від розмірів та кількості армуючого волокна

Отриманий результат можна пояснити тим, що при даному вмісті частки наповнювача коноплі максимально рівномірно розташовуються у об'ємі композиту. При цьому навколо часток наповнювача утворюються зовнішні поверхневі шари максимального об'єму. Це зумовлено не лише рівномірним розташуванням наповнювача в об'ємі композиції, але й формуванням кінетичної та термодинамічної рівноваги у системі. У результаті підвищується ступінь гелеутворення у матриці, що приводить, відповідно, до підвищення показників ударної в'язкості композитів армованих коноплею

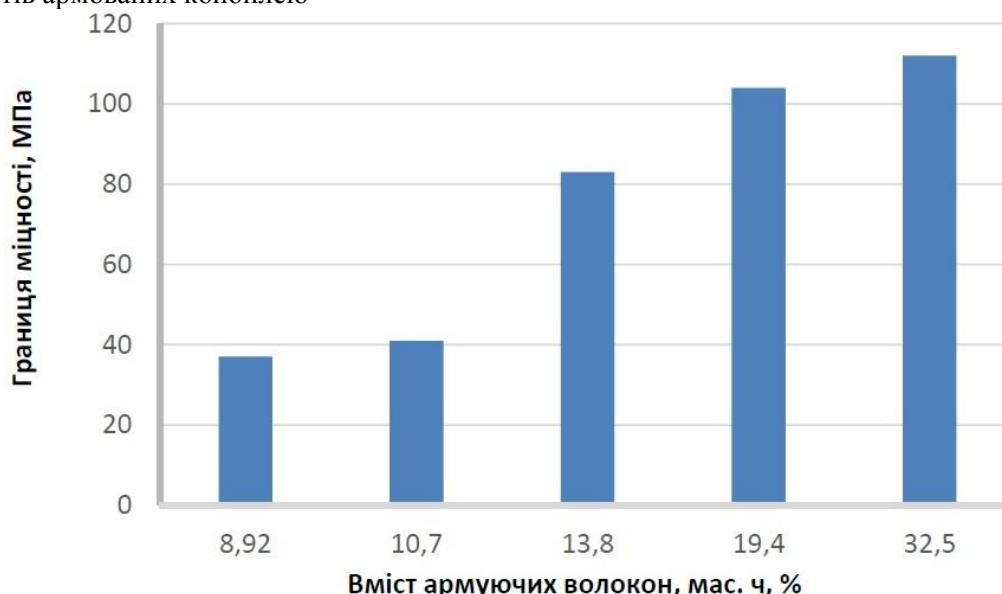


Рис. 3. Залежність зміни границі міцності від кількості армуючого волокна

Дослідження границі міцності на розтяг (за ГОСТ 1497) здійснювали для композиту з хаотичним розподілом волокон II – типу, які піддавали сушінню протягом 10 хв. за температури 180 °С на взірцях прямокутної форми.

Зі збільшенням кількості армуючого волокна тимчасовий опір розриву зростає практично лінійно. При візуальному огляді місця зламу рисунок 4 досліджуваних взірців не спостерігалось висмикування волокон, що свідчить про хорошу взаємодію між в'язучим та армуючим.

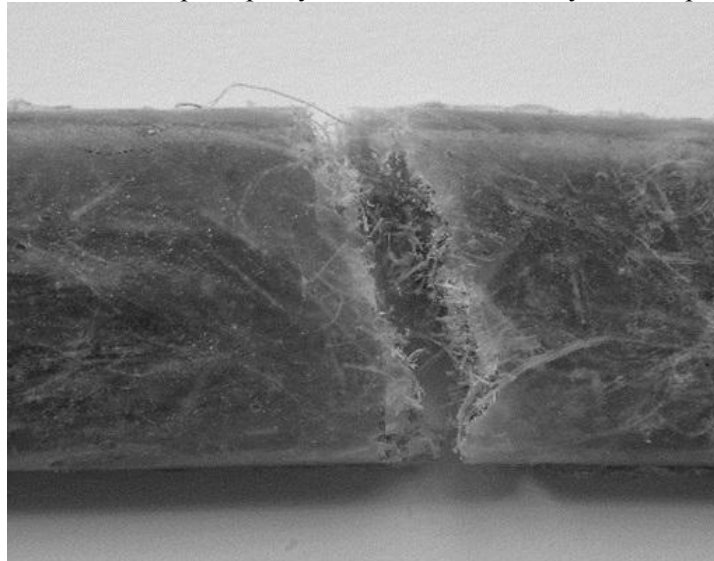


Рис. 4. Загальний вигляд місця руйнування

Також місце та характер руйнування було досліджено зі збільшенням 200 разів за допомогою металографічного мікроскопа МІКРОТЕХ 14Ц. За такого збільшення рисунок 5 видно, що руйнування відбувається в результаті розриву волокон та не спостерігається висмикнутих волокон.

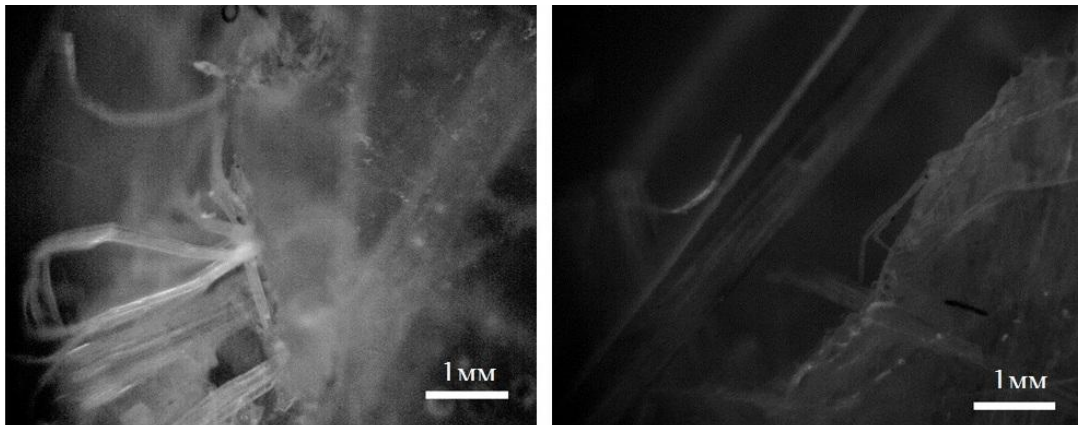


Рис. 5. Місце руйнування композиту, х 200

Напевно, що такий ефект досягається направленим впливом природи і вмісту наповнювача та утворенням щільнішої флуктуаційної сітки, що обумовлено перерозподілом міжмолекулярних взаємодій в системі.

Визначення твердості здійснювали за методом Брінелля (ГОСТ 9012). Результати випробувань представлено у вигляді залежностей на рисунку 6. Експериментально встановлено, що з підвищенням кількості в'язучої речовини в матеріалі – пропорційно збільшується твердість зразків. Очевидно, що твердість композиту забезпечує полімерна матриця, а тому відповідно зі збільшенням кількості волокон твердість знижується. Також з підвищенням температури структурування незначно, але підвищується твердість. Оскільки, згідно залежностей для композитів армованих волокнами І та Птипу практично не відрізняється. Можна констатувати, що довжина, діаметр та характер розміщення у полімерній матриці не суттєво впливають на твердість.

На рисунку 6 можна спостерігати, що максимальну твердість мають зразки, які піддані температурі сушіння 180°C протягом 10 хв.

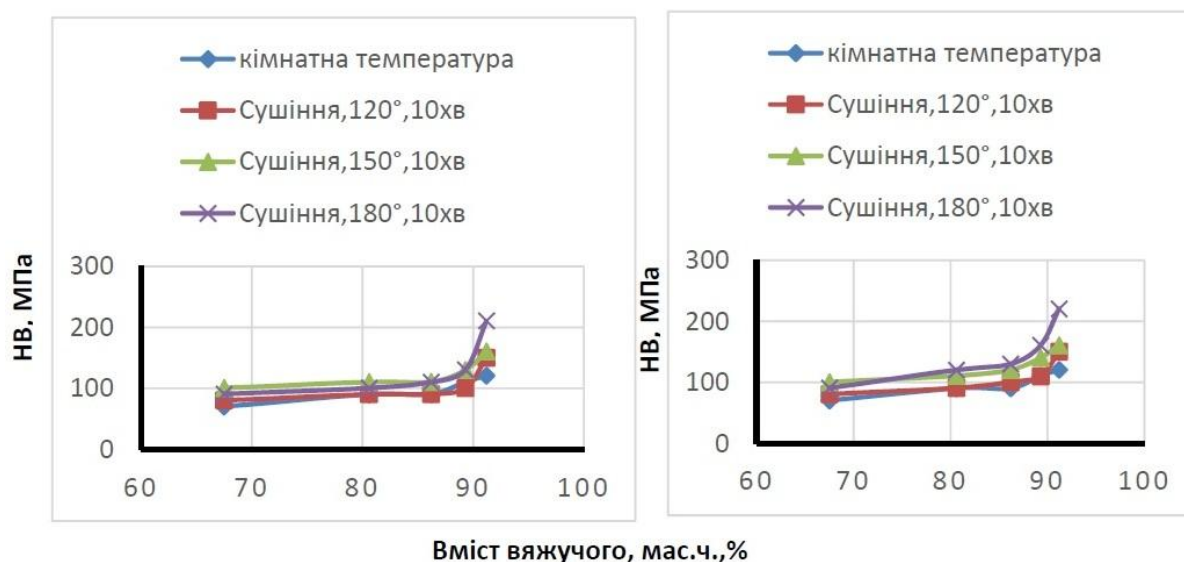


Рис. 6. Залежність твердості композиту від кількості поліефірної смоли CRYSTIC 2-446 PA: а) волокна I-типу; б) волокна II -типу

Можна зробити припущення, що зростання фізико-механічних показників композитів зі збільшенням вмісту наповнювача зумовлено підвищенням технологічної сумісності між компонентами і утворенням міжфазних шарів у зоні безпосередньої взаємодії макромолекул наповнювача та матриці.

Висновки. Як свідчать результати досліджень висвітлені у статті, найкращі механічні властивості має полімеркомпозит з хаотичним розподілом дрібних (I-типу) волокон коноплі. Зокрема композиція з вмістом волокон 32,5 % мас.ч., має ударну в'язкість $a_n=38 \text{ КДж/м}^2$; $\sigma_b=112 \text{ МПа}$; $HV=90 \text{ МПа}$. Для встановлення характеру взаємодії на границі міжфазної взаємодії волокон та матриці необхідно провести дослідження з використанням електронної мікроскопії. Також необхідно провести дослідження впливу травлення волокон для забезпечення кращої адгезії з полімерною матрицею.

На підставі проведених досліджень показано, що введення наповнювачів дозволяє впливати на морфологію матеріалів і, тим самим, досягати необхідного комплексу механічних властивостей композитів для практичного використання.

Список використаних джерел:

1. N.P.G. Suardana, Yingjun Piao, Jae Kyoo Lim. Mechanical properties of hemp fibers and hemp/PP composites effects of chemical surface treatment/ Materials Physics and Mechanics №11, p. 3-9, 2011.
2. A. Etaati, S. Pather, M. Rahman. Ground Hemp Fibers as Filler/Reinforcement for Thermoplastic Biocomposites/ Hindawi Publishing Corporation Advances in Materials Science and Engineering №1. p. 24-35, 2015.
3. Z.-Y. Sun, H.-S. Han, and G.-C. Dai, "Mechanical properties of injection-molded natural fiber-reinforced polypropylene composites: formulation and compounding processes," Journal of Reinforced Plastics and Composites, vol. 29, no. 5, p. 637–650. 2010.
4. J. Holbery, D. Houston. Natural-fiber-reinforced polymer composites in automotive applications. Journal of the Minerals, Metals and Materials Society. Vol. 58, No. 11, pp 80-86, 2006.
5. Z. L. Yan, H. Wang, K. T. Lau et al., "Reinforcement of polypropylene with hemp fibres," Composites Part B: Engineering, vol. 46, pp. 221–226, 2013.

Рецензенти:

Шваб'юк Василь Іванович, доктор технічних наук, професор Луцький НТУ;

Дядюра Константин Олександрович, доктор технічних наук, проф. завідувач кафедри прикладного матеріалознавства ТКМ, СДУ.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 539.3

О.А. Мікуліч

Луцький національний технічний університет

РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНОГО СТАНУ ПІНИСТИХ МАТЕРІАЛІВ ЗА ДИНАМІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ

У роботі в рамках псевдоконтинууму Коссера розроблено методику аналітико-числового дослідження напруженого стану тіл, виготовлених з пінистих матеріалів, що послаблені тунельними порожнинами чи системами тунельних порожнин за дії імпульсного навантаження. Запропонований алгоритм базується на сумісному використанні інтегрального та дискретного перетворення Фур'є, методу граничних інтегральних рівнянь та методу механічних квадратур. У роботі використано функції впливу для псевдоконтинууму Коссера, що дають можливість враховувати оберально-зсувні деформації, що виникають у тілах з пінистих матеріалів за дії динамічного навантаження. На основі розробленої методики досліджено зміну з часом кільцевих та радіальних напружень у пінистих тілах, послаблених тунельними порожнинами кругового перерізу.

Ключові слова: пінисті матеріали, напружений стан, нестационарна задача.

Е.А. Микulich

Луцкий национальный технический университет

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПЕНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

В работе в рамках псевдоконтинуума Коссера разработана методика аналитическо-численного исследования напряженного состояния тел, изготовленных из пенистых материалов, ослаблены туннельными полостями или системами туннельных полостей за действия импульсной нагрузки. Предложенный алгоритм базируется на совместном использовании интегрального и дискретного преобразования Фурье, метода граничных интегральных уравнений и метода механических квадратур. В работе использованы функции влияния для псевдоконтинуума Коссера, позволяющие учитывать вращательно-сдвижные деформации, возникающие в телах с пенистых материалов за действия динамической нагрузки. На основе разработанной методики исследовано изменение со временем кольцевых и радиальных напряжений в пенистых телах, ослабленных туннельными полостями кругового сечения.

Ключевые слова: пенистые материалы, напряженное состояние, нестационарная задача.

O.A. Mikulich

Lutsk National Technical University

CALCULATION OF STRESS STATE OF FOAM MATERIALS BY ACTION OF DYNAMIC LOADS

This paper proposes the novel technique for analysis of dynamic stress state of body, which is made of foam materials, with tunnel cavities under the action of dynamic loads. For solution of the problem it uses the integral and discrete Fourier transforms. Calculation of transformed dynamic stresses at the body is held using the boundary-integral equation method and the theory of complex variable functions. The representation of the transforms of fundamental tensor of displacements at Cosserat pseudo-continuum is used. The numerical implementation of the developed algorithm is based on the method of mechanical quadratures and collocation technique. On the basis of the developed technique, the time dependence of hoop and radial stresses in foam with tunnel cavities of circular section was investigated.

Keywords: foam materials, stress state, non-stationary problem.

Постановка проблеми. У останні роки істотно зросло використання пінистих матеріалів, особливо для звуко- та теплоізоляції. Такі матеріали зазнають впливу динамічних навантажень. Для ефективної оцінки їх напруженого стану слід враховувати внутрішній момент кількості руху мікрочастинок, який не можна описати у рамках апарату класичної теорії пружності.

Згідно принципу Пуансо в загальному випадку дія довільної системи сил на тіло еквівалентна головному вектору та головному моменту. При цьому у тілі окрім силових напружень виникають також і моментні. Щоб їх врахувати слід допустити існування внутрішньої мікроструктури у нескінченно малому об'ємі матеріалу.

Такі питання розглядаються у рамках моментної теорії пружності Коссера [1]. Тут кожна матеріальна точка володіє властивостями твердого тіла: має шість ступенів вільності, що характеризують положення у просторі та орієнтацію. У рамках континууму Коссера з'являються додаткові фізичні параметри, що характеризують лінійний розмір, момент інерції частин та властивості частин відносно обертання. Дослідження взаємодії частинок мікрополярного тіла здійснюється не тільки з врахуванням силових (звичайних), але і моментних напружень.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Дослідження напруженого стану пінистих матеріалів за дії динамічного навантаження слід проводити з урахуванням можливості оберально-

зсувних деформацій на основі рівнянь руху моментної теорії пружності. Застосування апарату моментної теорії пружності дає можливість врахувати розмірні ефекти, що виникають за різних видів навантажень у полімерних матеріалах [2].

Поширення хвильових процесів у моментних середовищах розглядалося у працях В.М. Садовського [3], В.І. Єрофєєва [4], С.О. Саркісяна та ін. У роботах Lakes R.S., Anderson W.B. [5] та ін. проведені експериментальні дослідження впливу мікроструктури поліітакрилїміду на його динамічну поведінку.

Аналітичні розв'язки деяких класів статичних та динамічних задач дослідження напруженого стану тіл у рамках псевдоконтинууму Коссера побудовані у роботах Савина Г.Н. та ін. [6-9].

Метою дослідження є розробка аналітично-числової методики дослідження напруженого стану пінистих тіл з тунельними порожнинами довільного перерізу, аналогічної до [10], за дії динамічного навантаження на основі рівнянь моментної теорії пружності.

Постановка завдань. Розглянемо пружне пінисте середовище у псевдоконтинуумі Коссера, що послаблене тунельною порожниною чи системою тунельних порожнин сталого довільного перерізу. Дослідимо розподіл динамічних радіальних та кільцевих напружень у пінистому середовищі за дії пружного імпульсу, що обумовлює осесиметричний тиск, прикладений до границі порожнини.

Граничні умови задачі записуються у вигляді:

$$\sigma_r|_L = -\sigma_0\phi(t), \quad \tau_{r\theta}|_L = 0, \quad (1)$$

де $\phi(t)$ — функція зміни інтенсивності пружного імпульсу з часом t , σ_0 — стала, що залежить від інтенсивності навантаження. За числових розрахунків зміну інтенсивності імпульсу з часом представимо у вигляді слабкої ударної хвилі [11]:

$$\phi(\tau) = p_*\tau^{n_*}e^{-\alpha_*\tau}, \quad \tau > 0, \quad n_* \geq 0, \quad (2)$$

де p_* , n_* , α_* — сталі, τ — безрозмірний часовий параметр.

Викладення основного матеріалу. Віднесемо тіло до декартової системи координат Ox_1x_2 , яку розмістимо у його центрі ваги. Рівняння руху тіла у псевдоконтинуумі Коссера записується у вигляді [8]:

$$(\lambda + 2\mu)\text{grad div } \mathbf{u} + \text{rot rot} \left(\frac{B}{4} \Delta \mathbf{u} - \mu \mathbf{u} \right) = \rho \frac{\partial^2 \mathbf{u}}{\partial t^2} \quad (3)$$

де Δ — оператор Лапласа, $\mathbf{u}(\mathbf{x}, t) = \{u_j(\mathbf{x}, t)\}$, $j=1,2$ — вектор переміщень, $\mathbf{x} = (x_1, x_2)$, ρ — густина, μ , λ — сталі Ляме, B — стала, що відповідає мікроструктурі матеріалу ($B=\gamma + \epsilon$), , ,

Аналогічно до [10], для розв'язання нестационарної задачі використаємо перетворення Фур'є за часовою змінною t :

$$\tilde{f}(x, \omega) = \int_{-\infty}^{\infty} f(x, t) e^{-i\omega t} dt, \quad f(x, t) = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{\infty} \tilde{f}(x, \omega) e^{i\omega t} d\omega. \quad (4)$$

де ω — частота, $i = \sqrt{-1}$. Застосовуючи перетворення (4) до рівнянь (3), аналогічно до [8], отримаємо рівняння, що є аналогами рівнянь усталених коливань з циклічною частотою ω .

$$(\lambda + \mu)\partial_j \tilde{\theta} + \frac{B}{4} \Delta \partial_j \tilde{\theta} - \frac{B}{4} \Delta \tilde{u}_j + \mu \Delta \tilde{u}_j + \omega^2 \tilde{u}_j = 0. \quad (5)$$

Тут $\tilde{u}_j$ є Фур'є-зображеннями переміщень, що знаходяться на основі залежностей (4), $\tilde{\theta} = \partial_j \tilde{u}_j$.

Записавши вектор переміщення $\mathbf{u}$ у вигляді суми потенціальної ϕ та вихрової ψ функцій:

$$\mathbf{u} = \text{grad} \phi + \text{rot} \vec{\psi},$$

та підставляючи його у рівняння (5), визначимо швидкості поширення хвиль у псевдоконтинуумі Коссера:

$$c_3 = \sqrt{c_2(\sqrt{c_2^2 + 4l^2\omega^2} + c_2)}/2, \quad c_4^2 = \sqrt{c_2(\sqrt{c_2^2 + 4l^2\omega^2} - c_2)}/2, \quad (6)$$

де $c_2 = \sqrt{\mu/\rho}$ — швидкість хвилі розширення, l — масштабний фактор, що має розмірність довжини та залежить від мікроструктури матеріалу, $l^2 = B/(4\mu)$.

З (6) видно, що при $l \rightarrow 0$ швидкість першої з хвиль $c_3 \rightarrow c_2$, а друга з уявним хвильовим числом $i\omega/c_4$ зникає.

Застосовуючи перетворення (4) до граничних умов (1), отримаємо:

$$\tilde{\sigma}_r|_L = -\sigma_0 \tilde{\phi}(\omega), \quad \tilde{\tau}_{r\theta}|_L = 0, \quad (7)$$

де $\tilde{\phi}(\omega) = p_*(n_*)!(\alpha_* + i\omega)^{-n_*-1}$ — зображення функції (2).

Для задоволення граничних умов для першої основної задачі потенціальне зображення загального розв'язку для переміщень виберемо у вигляді [10]:

$$\tilde{u}_k(\mathbf{x}, \omega) = \int_L p_j(\mathbf{x}^0, \omega) \cdot U_{jk}^*(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0, \omega) ds, \quad (9)$$

де p_1, p_2 — невідомі потенціальні функції, $k = 1, 2$. Інтегрування вздовж границі проводиться за змінними $\mathbf{x}^0 = \{x_1^0; x_2^0\}$. Для псевдоконтинууму Коссера представлення для зображень U_{jk}^* побудовано з урахуванням умов випромінювання Зомерфельда у вигляді:

$$U_{jk}^* = U_{jk}^{*KL} + U_{jk}^{*M},$$

де U_{jk}^{*KL} — фундаментальний тензор переміщень класичної теорії пружності, U_{jk}^{*M} — фундаментальний тензор, що враховує вплив обертально-зсувних деформацій у псевдоконтинуумі Коссера.

Для визначення невідомих на границі функції p_1, p_2 розрахуємо напруження за формулами [8]:

$$\begin{aligned} \tilde{\sigma}_r &= \frac{\sigma_{11} + \sigma_{22}}{2} + \frac{1}{4} \left(e^{-2i\theta} (\sigma_{11} - \sigma_{22} + i(\tau_{12} + \tau_{21})) + e^{2i\theta} (\sigma_{11} - \sigma_{22} - i(\tau_{12} + \tau_{21})) \right); \\ \tilde{\tau}_{r\theta} &= \frac{\tau_{12} - \tau_{21}}{2} + \frac{i}{4} \left(e^{2i\theta} (\sigma_{11} - \sigma_{22} - i(\tau_{12} + \tau_{21})) - e^{-2i\theta} (\sigma_{11} - \sigma_{22} + i(\tau_{12} + \tau_{21})) \right); \end{aligned} \quad (10)$$

де θ — кут між нормаллю до площинки та віссю Ox_1 .

Підставляючи зображення (9) у формули (10), отримаємо інтегральні залежності виду:

$$\tilde{\sigma}_r = \int_L (f_j(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) p_j) ds; \quad \tilde{\tau}_{r\theta} = \int_L (g_j(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) p_j) ds \quad (12)$$

де f_j, g_j — відомі функції, які містять функції Бесселя третього роду. Здійснивши граничний перехід у залежностях (12) на основі формул Племель-Сохоцького з урахуванням нерегулярності підінтегральних функцій, отримаємо систему інтегральних рівнянь для визначення невідомих на границі функцій p_1, p_2 :

$$\begin{aligned} \operatorname{Re}(q)/2 + \mathbf{v.p.} \int_L (f_1(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) q d\zeta + f_2(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) \bar{q} d\bar{\zeta}) &= -\sigma_0 \phi(\omega); \\ \operatorname{Im}(q(1 - (l/c_2)^2))/2 + \mathbf{v.p.} \int_L (g_j(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) q d\zeta + g_j(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) \bar{q} d\bar{\zeta}) &= 0; \end{aligned} \quad (13)$$

де $p ds = -iq d\zeta$, $p = p_1 + ip_2$ — невідома функція, $\zeta = x_1^0 + ix_2^0$. Тут інтеграли розуміються у сенсі головного значення. Для числового визначення невідомих p_1, p_2 використано підхід, розвинутий у [10], що ґрунтується на сумісному використанні методу механічних квадратур та колокації. При цьому для інтегралів, що містять особливості типу Коші, використано квадратурні формули підвищеної точності.

Визначення зображень динамічних кільцевих напружень на границі проводилося за формулами [8]:

$$\tilde{\sigma}_\theta = (\sigma_x + \sigma_y)/2 - (e^{-2i\theta} (\sigma_x - \sigma_y + i(\tau_{xy} + \tau_{yx})) + e^{2i\theta} (\sigma_x - \sigma_y - i(\tau_{xy} + \tau_{yx}))) / 4,$$

що при підстановці потенціального зображення (9), виділенні нерегулярних складових та граничному переході вигляді запишуться:

$$\tilde{\sigma}_\theta = \frac{\nu}{2} \operatorname{Re}(q) + \mathbf{v.p.} \int_L (h_1(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) q d\zeta + h_2(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) \bar{q} d\bar{\zeta}).$$

Дослідження інтенсивності згасання радіальних напружень у пінистому середовищі у роботі проводиться на основі аналізу розподілу відповідних напружень у віддалених від центру

ваги перерізах тіла. Значення динамічних радіальних напружень розраховувалися на основі представлень:

$$\tilde{\sigma}_r = \mathbf{v} \cdot \mathbf{p} \cdot \int_L f_j(\mathbf{x}, \mathbf{x}^0) p_j ds.$$

Оригінали кільцевих та радіальних напружень знаходилися з використанням дискретного оберненого перетворення Фур'є:

$$\sigma(T_k) = \frac{2}{T} \operatorname{Re} \left(\sum_{n=0}^{K-1} \tilde{\sigma}(\omega_n) \exp \left(2\pi i \frac{n \cdot k}{K} \right) - \sum_{n=0}^{K-1} \tilde{\sigma}(\omega_n) \right), \quad (14)$$

де K — кількість елементів дискретної вибірки, $\omega_n = 2\pi n/T$ — частоти вибірки, $T_k = kT/K$, $k = 0..K-1$ — фіксовані моменти часу. Для оптимізації числових розрахунків представлення (14) зручно обчислювати за допомогою швидкого дискретного перетворення Фур'є [12], при якому $K = 2^m$, m — ціле додатне число.

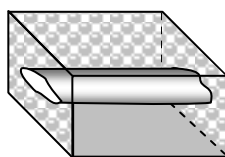


Рис. 1. - Моделювання об'єкту дослідження

Розглянемо нескінченне ізотропне пружне пінисте середовище, що послаблене тунельною порожниною сталого довільного перерізу (рис. 1). Дослідимо зміну розподілу динамічних кільцевих та радіальних напружень за дії пружного імпульсу (2), що обумовлює осесиметричний тиск, прикладений до границі порожнини кругового перерізу.

Розрахунок напруженого стану виконано для пінистого поліуретану WF 300 [5] з густиною $\rho = 0,38 \text{ г/см}^3$, модулем Юнга $E = 637 \text{ МПа}$, коефіцієнтом Пуассона $\nu = 0,13$ та сталою мікроструктури $B = 676 \text{ Н}$.

Числові розрахунки виконано для $K = 512$ елементів дискретної вибірки для швидкого дискретного перетворення Фур'є. При розрахунках приймалося, аналогічно до [11] $p_* = 185$; $n_* = 2$; $\alpha_* = 10$. Дослідження проводилися для інтервалу безрозмірного часового параметра $\tau \in [0, 8]$.

На рис 2. наведено результати розрахунку відносних радіальних напружень у тілі для перерізів, що віддалені на відстані $2R$ (крива 1), $3R$ (крива 2), $4R$ (крива 3) та $5R$ (крива 4) від центру порожнини радіусу R .

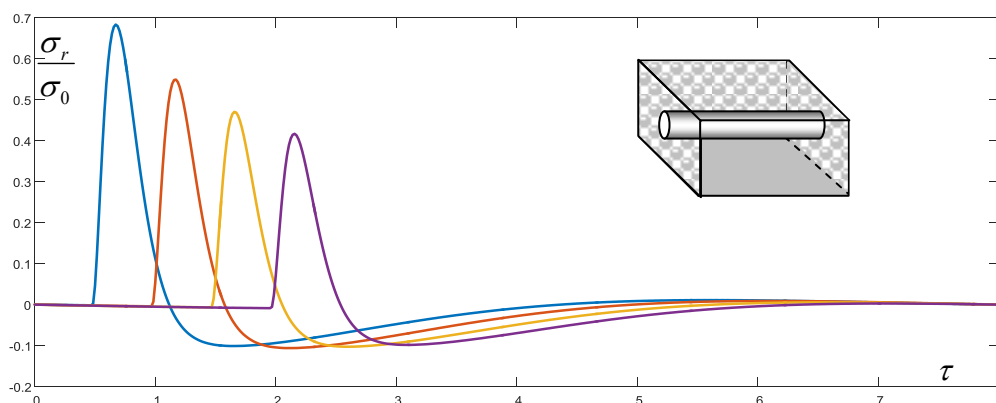


Рис. 2. - Розподіл відносних радіальних напружень у пінистому середовищі

Достовірність розробленої методики підтверджується тим, що динамічні напруження є нульовими до того моменту часу, поки хвиля не досягне відповідного перерізу (рис. 2). При проходженні пружної хвилі через точки перерізу радіальні напруження зростають. Подальше

поширення хвилі у тілі пов'язане із зменшенням радіальних напружень, причому вони спочатку досягають граничних величин від'ємних значень, а потім затухають до нуля. Наявність від'ємних значень розрахованих радіальних напружень пов'язана з можливістю обертання мікрочастинок середовища та пояснюється наявністю обертально-зсувних деформацій у тілі від дії імпульсного навантаження.

З рис. 2 видно, що у перерізі, який віддалений на відстані $3,5R$ від центру порожнини, радіальні напруження у двічі менші від тих, що виникають на її границі.

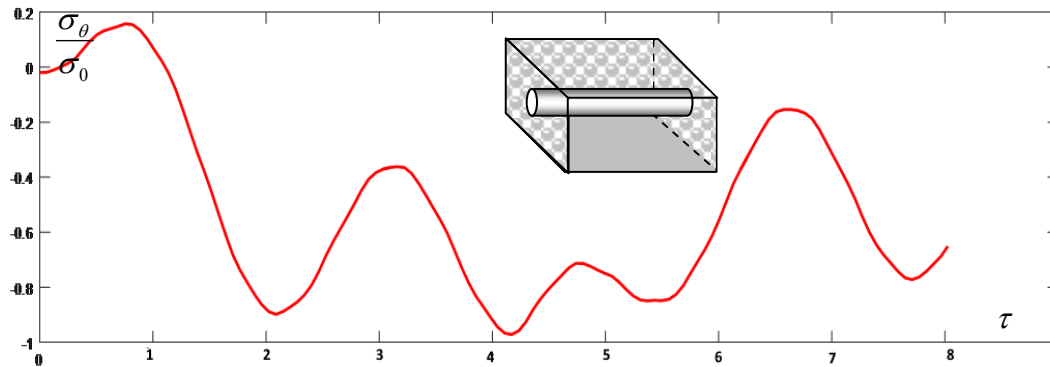


Рис. 3. - Розподіл відносних кільцевих напружень на границі порожнини у пінистому середовищі

З рис. 3 видно, що розподіл кільцевих динамічних напружень на границі порожнини має коливний характер. Це пояснюється істотним впливом обертально-зсувних деформацій, що виникають у пінистому середовищі за дії динамічного навантаження.

Висновки. В статті у рамках псевдоконтинууму Коссера розроблено аналітико-числову методику дослідження поширення пружних хвиль у пінистих середовищах, що послаблені тунельними порожнинами сталого перерізу. Розроблений підхід ґрунтується на використанні інтегрального та дискретного перетворення Фур'є за часом, причому останнє застосовується лише на етапі пошуку оригіналів. Це забезпечує високу точність отриманих результатів.

Записавши, аналогічно до (14), дискретні часові подання для переміщень, а основі запропонованої методики можна проаналізувати повну картину перебігу нестационарного хвильового процесу у пінистих середовищах.

Список використаних джерел:

1. А.К. Эринген. Теория микрополярной упругости // Разрушение. – М.: Мир. – 1975. – Т. 2. – С. 646–751.
2. W. B. Anderson, R. S. Lakes. Size effects due to Cosserat elasticity and surface damage in closed-cell polymethacrylimide foam. // Journal of Materials Science. — 1994. — vol. 29. — PP. 6413–6419.
3. В.М. Садовский, О.В. Садовская, М.П. Варыгина. Численное моделирование пространственных волновых движений в моментных средах. // Вычислительная механика сплошных сред. – 2009. – Т. 2, № 4. – С. 111–121.
4. Ерофеев В.И. Волновые процессы в твердых телах с микроструктурой/ В.И. Ерофеев. – М.: Изд. Моск. ун-та, 1999. – 328 с.
5. R. Lakes. Experimental methods for study of Cosserat elastic solids and other generalized elastic continua // Continuum models for materials with microstructure. — 1995.— Ch. 1. – P. 1–22.
6. Лай Тхань Туан, Тарлаковский Д. В. Дифракция нестационарных волн на сферической полости в псевдоконтинууме Коссера.// Физика сплошных сред. — 2013. —Т.5, № 1. — С. 119–125.
7. И.Н. Шардаков, М.А.Кулеш. Посторонние и анализ некоторых точных аналитических решений двумерных упругих задач в рамках континуума Коссера. // Математическое моделирование систем и процессов. — 2001. — № 9. — С. 187–201.
8. Г.Н. Савин, Н.А. Шульга. Динамическая плоская задача моментной теории упругости. // Прикладная механика. — 1967. — т. 3, вып. 6. — С. 216–221.
9. Hadesfandari A.R., Dargush G.F. Boundary element formulation for plane problems in couple stress elasticity. // International Journal for Numerical Methods in Engineering . — 2011. — vol. 89. — PP 618–636.
10. О.А. Mikulich, V.I. Shvabjuk Interaction of weak shock waves with rectangular meshes in plates. // Odes'kyi Politehnychnyi Universytet. PRATSI. — 2016. vol. 2(49). — PP. 104–110.
11. Я. Пастернак, Г. Сулим, Р. Пастернак. Концентрація динамічних напружень біля тонких пружних включень за умови антиплоскої деформації. // Фізико-математичне моделювання та інформаційні технології. — 2013. — вип. 18. — С. 157–164.
12. Директор С., Рорер Р. Введение в теорию систем. — Москва: Мир, 1974. — 464 с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

А.В. Миницкий¹, Л.А. Сосновский², А.И. Быков², П.И. Лобода¹

¹Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского», Киев, Украина

²Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины, Киев, Украина

ПРОЦЕССЫ ВТОРИЧНОГО УПЛОТНЕНИЯ БРИКЕТОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА

Исследовано доуплотнение цилиндрических брикетов на основе железного порошка их допрессовкой в камере высокого давления (КВД) или их свободной осадкой между двумя твердыми пластинами. Установлено, что свободная осадка в направлении первичного прессования более эффективна для снижения пористости брикетов чем объемное их обжатие в КВД. Особенность неоднородной деформации брикетов была учтена при исследовании доуплотнения свободной осадкой трехслойных брикетов с различным содержанием графита в слоях. Сделан вывод о целесообразности этого способа для изготовления изделий способных к самозатачиванию кромок. Предполагается перспективность комбинированных схем свободной осадки отожженных брикетов.

Ключевые слова: порошок, прессование, допрессовка, камера высокого давления, свободная осадка, пористость, железо, графит, слоистые брикеты.

А.В. Мініцький, Л.О. Сосновський, О.І. Биков, П.І. Лобода

ПРОЦЕСИ ВТОРИННОГО УЩІЛЬНЕННЯ БРИКЕТІВ НА ОСНОВІ ПОРОШКУ ЗАЛІЗА

Досліджено доущільнення циліндричний брикетів на основі залізного порошку їх допрессовкою в камері високого тиску (КВТ) або їх вільної осадкою між двома твердими пластинами. Встановлено, що вільна осадка в напрямку первинного пресування більш ефективна для зниження пористості брикетів ніж об'ємне їх обтиснення в КВТ. Особливість неоднорідної деформації брикетів була врахована при дослідженні доущільнення вільною осадкою тришарових брикетів з різним вмістом графіту в шарах. Зроблено висновок про доцільність цього способу для виготовлення виробів здатних до самозагострювання крайок. Передбачається перспективність комбінованих схем вільної осадки відпалених брикетів.

Ключові слова: порошок, пресування, допрессовка, камера високого тиску, вільна осадка, пористість, залізо, графіт, шаруваті брикети.

A.V. Minitsky, L.A. Sosnovsky, A.I. Bykov, P.I. Loboda

PROCESSES OF SECONDARY SEALING OF BRIQUETS BASED ON IRON POWDER

The pre-compacting of cylindrical briquettes on the basis of iron powder by prepressing them in a high-pressure chamber (HPC) or their free deposit between two solid plates is investigated. It was found that the free sediment in the direction of primary pressing is more effective in reducing the porosity of briquettes than their volume reduction in HPC. The peculiarity of the non-uniform deformation of briquettes was taken into account in the investigation of free compacting of three-layer briquettes with different graphite contents in layers. The conclusion is made about the expediency of this method for the manufacture of products capable of self-sharpening edges. Prospectivity of combined schemes of free precipitation of annealed briquettes is assumed.

Keywords: powder, pressing, prepressing, high pressure chamber, free sediment, porosity, iron, graphite, layered briquettes.

Постановка проблеми. Достижение высокой плотности ансамбля металлических частиц посредством их одностадийного прессования в той или иной степени решает задачу их консолидации, частично, или иногда полностью, заменяя процесс спекания полученного брикета [1, 2]. Реализованное в работе [2] холодное прессование порошка серебра, приводящее к получению плотных брикетов, имеющих прочность литого металла, по-видимому, является исключением. Дополнительное уплотнение сырых или спеченных брикетов их допрессовкой, свободной осадкой или обоими этими воздействиями в рамках одного нагружения давно исследовались и практически использовались как универсальная возможность достижения ими высокой плотности [3-7]. Несмотря на формальную давность исследований по доуплотнению брикетов, эти результаты недостаточно информативны и не связаны между собой. Иными словами, известные данные свидетельствуют об очевидной полезности уплотнения, однако некие неочевидные обстоятельства или причины препятствуют исследованию и широкому использованию доуплотнения порошковых брикетов.

Постановка задач. Целью настоящей работы являлось исследование доуплотнения порошка железа и смесей на его основе, для выявления новых возможностей его практического применения.

Изложение основного материала. Использовали порошок железа марки ПЖРВ200.28 или (и) его смеси с порошком графита марки ГС-4. Их прессовали в стальной разъемной пресс-форме с рабочим диаметром 10 мм при давлении 700 МПа с получением брикетов цилиндрической формы. Часть полученных брикетов для снятия наклепа отжигали в водороде при 800°C в течение 1 часа. Полученные (неотоженные и отоженные) брикеты доуплотняли с применением двух известных методик: а) допрессовки брикетов в камере высокого давления – КВД типа «чечевица» [7], б) свободной осадки брикетов между двумя твердыми пластинами вдоль или поперек направления их прессования [6]. Для допрессовки в КВД навеску порошка железа подбирали таким образом, чтобы высота полученного из него брикета была или равной высоте контейнера ~14 мм или превышала ее не более чем на 1 мм. Диаметр отверстия каналов контейнеров КВД составлял ~ 10 мм. Брикет диаметром 10 мм размещался в контейнере с минимальными зазорами. Процесс допрессовки производился в два непрерывных этапа: подъем усилия пресса до 2500 кН за 15 с. и выдержкой КВД под давлением 60 с.

Установлено, что после допрессовки исходные высота и диаметр (14,0 и 10,0 мм) брикетов изменились (12,0–12,5 и 11,5–11,7 мм). На рис. 1 представлены характерный внешний вид и продольное сечение брикетов, полученных отжигом и допрессовкой в КВД.



Рис. 1. - Внешний вид и продольное сечение брикетов, полученных отжигом и допрессовкой в КВД

На рис. 2 показана плотность исходных брикетов, полученных при разных давлениях прессования, и их плотность после допрессовки в КВД.

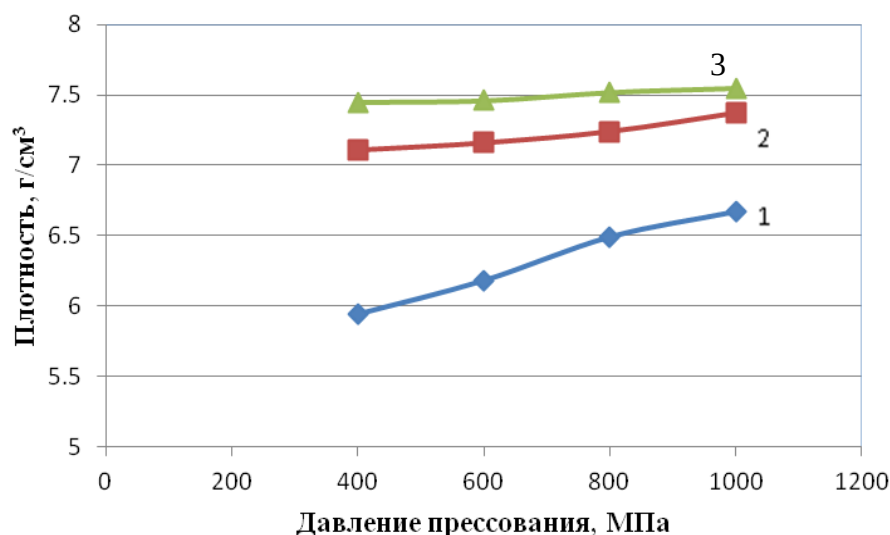


Рис. 2. - Зависимость плотности брикетов из порошка железа от давления прессования: в стальной пресс-форме (1), допрессовки их в КВД без отжига (2) и их допрессовки в КВД после отжига (3)

Установлено (рис. 2), что склонность неотоженных брикетов к расслою при допрессовке в КВД снижается при повышении их исходной (до допрессовки) плотности; количество брикетов (из трех) претерпевших расслой равно 3, 2, 0, 1 соответственно. Отжиг брикетов до допрессовки в

КВД устранял их расслой полностью. Представленные на рис. 2 данные показывают, что отжиг брикетов несколько повысил их плотность при допрессовке сравнительно с неотожженными, что хорошо коррелирует с тем обстоятельством, что отжиг брикетов полностью подавил их расслой.

Доуплотнение брикетов свободной осадкой проводили следующим образом. Неотожженные и отожженные брикеты помещали между двумя стальными закаленными пластинами и подвергали сдавливанию при усилии 10–200 кН, которое прикладывалось как вдоль (схема 1), так и перпендикулярно оси прессования брикетов (схема 2).

Установлено, что неотожженные брикеты из железа подвергаются осадке по схеме 1 с хрупким разрушением периферийной части. Наоборот, отожженные брикеты деформируются пластично с закономерным снижением высоты и увеличением диаметра, т.е. с протеканием пластического течения материала брикета, поэтому все последующие эксперименты проводили на отожженных брикетах.

Была проведена как однократная осадка отожженных брикетов в направлении перпендикулярном оси прессования, так и двукратная – с поворотом на 90° (с образованием практически квадратного сечения). На рис. 3 приведена плотность и сечение брикетов, подвергнутых осадке с поворотом при разных усилиях осадки.

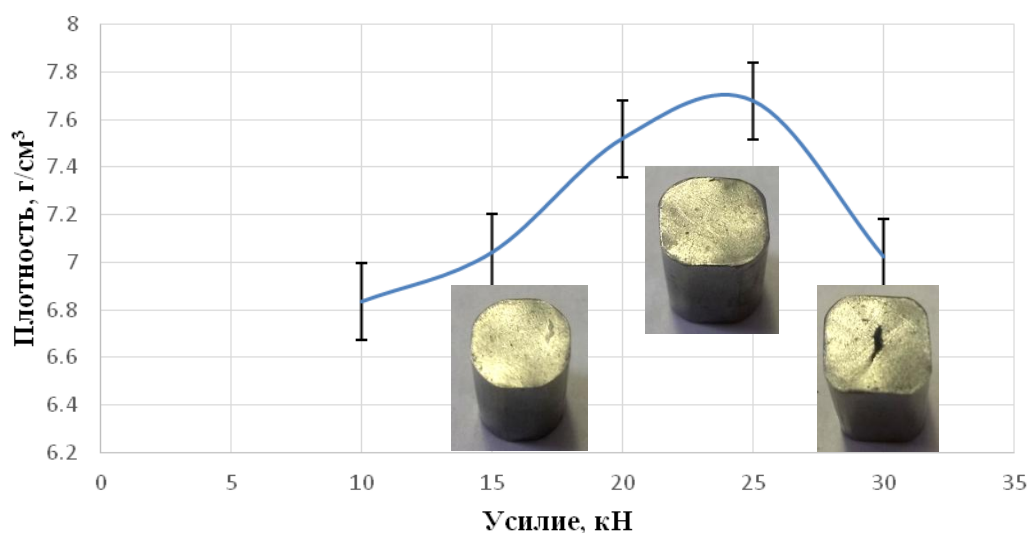


Рис. 3. - Плотность брикетов из порошка железа в зависимости от усилия свободной осадки в направлении перпендикулярном оси прессования

Установлено (рис. 3), что максимум плотности 7,6–7,65 г/см³ ($\Pi=2-3\%$) брикеты достигают уже при усилии 20 – 25 кН; увеличение усилия осадки до 30 кН и выше приводит к образованию в брикетах сквозной осевой полости.

На рисунке 4 представлена зависимость плотности брикетов от усилия осадки в направлении вдоль оси прессования. Допрессовке подвергали как чистые, так и покрытые слоем парафина брикеты.

Установлено, что рост плотности происходит при более высоких усилиях, сравнительно с предыдущей схемой осадки, и максимум плотности достигается при значениях усилия 60–70 кН. Данное обстоятельство может быть связано с различной ориентацией деформированных частиц железа в исходных брикетах. Небольшие усилия в направлении прессования не приводят к дополнительной деформации брикетов; снижение пористости начинается при более высоких нагрузках.

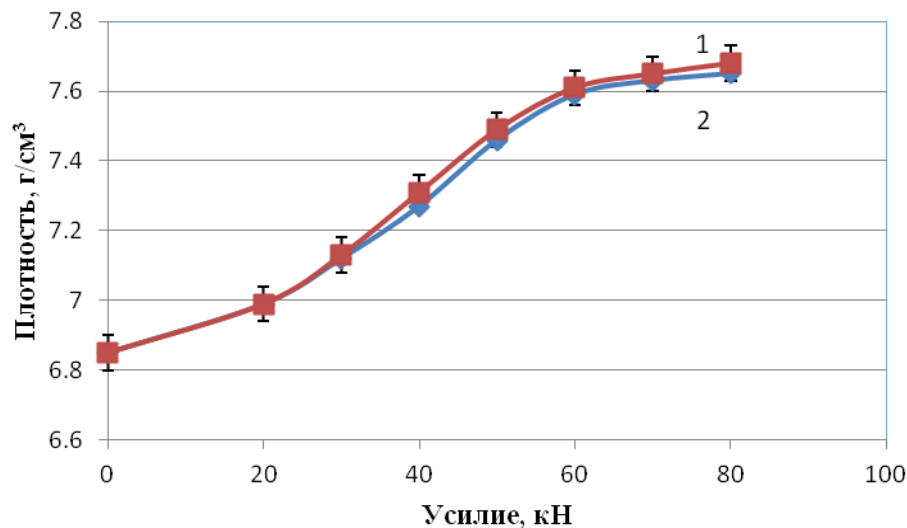


Рис. 4. - Плотность брикетов из порошка железа в зависимости от усилия свободной осадки в направлении вдоль оси прессования: 1 – со смазкой, 2 – без смазки

На рис. 5 представлено отношение D/H этих брикетов.

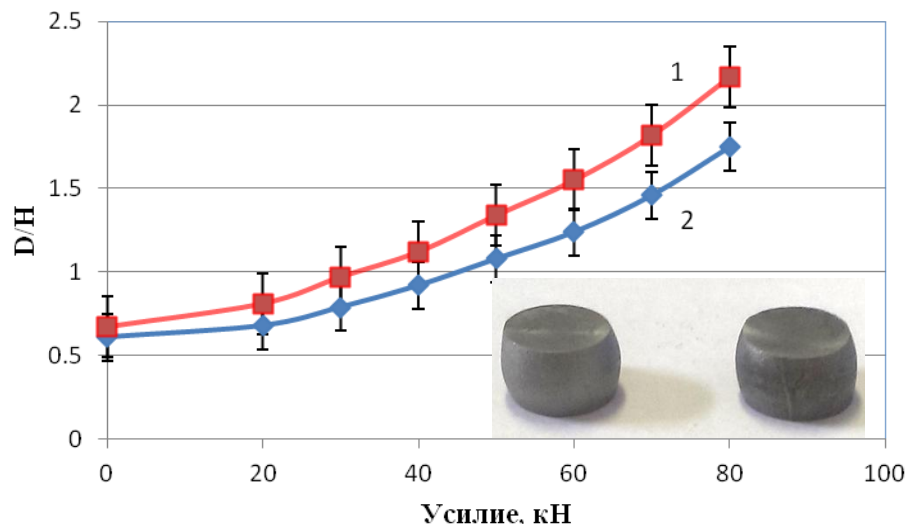


Рис. 5. – Зависимость D/H от усилия осадки в направлении вдоль оси прессования: 1 – без смазки, 2 – со смазкой

Установлено практическое отсутствие различия в значениях плотности брикетов подвергнутых осадке как со смазкой (парафин), так и без смазки. Однако наличие смазки оказало заметное влияние на соотношении D/H, которое определяет степень деформации образцов. Так, образцы, смазанные с торцов парафином, имеют меньшее значение D/H, т.е. имеет место облегченное течение материала по поверхностям пластин. Как следует из результатов металлографического анализа, существенной разницы в плотности брикетов допрессованных по различным схемам практически не наблюдается; в обоих случаях происходит интенсивное пластическое течение материала с затеканием зерен в поры.

Поскольку в описанных экспериментах порошок железа без добавок был использован качестве модельного порошкового материала, дальнейшие эксперименты проводили с порошковыми объектами, представляющими больший практический интерес. Так, для определения влияния графита на процессы прессования и свободной осадки, получали брикеты из смесей железо – графит с разным содержанием последнего.

На рисунке 6 представлены значения пористости отожженных железных брикетов с разным содержанием графита, полученных прессованием при 700 МПа их отжигом и доуплотненных свободной осадкой по второй схеме (вдоль оси прессования) при усиллии 200 кН.

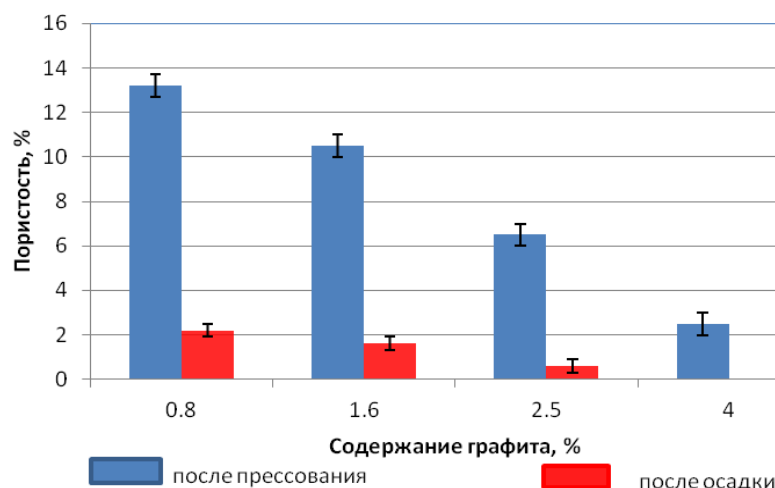


Рис. 6. – Пористость железографитовых брикетов после прессования и свободной осадки при усилии в зависимости от содержания в них графита

Как следует из представленных данных, увеличение количества графита от 0,8 до 4,0 % приводит к снижению пористости брикетов, что объясняется смазывающими свойствами графита и, соответственно, снижением межчастичного трения [5, 8, 9]. При свободной осадке брикетов их пористость снижается с сохранением аналогичной зависимости – с увеличением количества графита происходит снижение пористости (до 1–2 %). Неполнота представленных данных обусловлена разрушением при осадке брикетов, содержащих 4 % графита. Причиной этого, по-видимому, может быть меньшее пластичности материала из-за сравнительно низкой деформируемости прослоек из частиц графита, количество которого в последнем составе равно ~12,5 об. %. Так же как и брикеты из порошка железа (рис. 4) железографитовые брикеты, подвергнутые свободной осадке, имеют овализованные края из-за неравномерной деформации срединного и периферийных слоев. Сравнение габитусов брикетов, подвергнутых свободной осадке в направлении первичного прессования и брикетов, допрессованных в КВД свидетельствует о наличии общего характерного признака – выпячивание их срединной части. Эта особенность приводит к естественному предположению о целесообразности изготовления прессованием трехслойных брикетов, имеющих срединный слой состава, отличного от состава периферийных слоев. Уплотняющая свободная осадка может позволить изготавливать заготовки плоских изделий с овализованными закругленными краями, близкими по форме и размеру к клину – треугольной режущей кромке. Для подтверждения этого предположения было необходимым оценить деформируемость при свободной осадке трехслойного материалов, содержащих разное количество графита. Изготавливаемые брикеты содержали три горизонтальных железографитовых слоя толщиной ~ 1 мм: средний слой с содержанием графита 1,6 %, а периферийные слои - с 0,4 % графита. Структура трехслойных образцов с закругленными кромками изготовленных одновременным прессованием слоев при 700 МПа, отжигом и свободной осадкой при усилии 200 кН представлена на рис. 7.

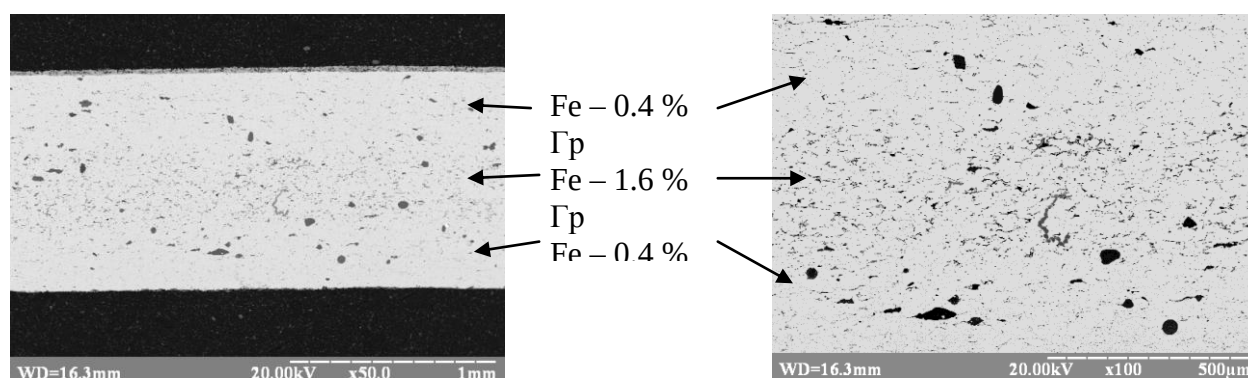


Рис. 7. - Структура трехслойного железо – графитового брикета после его осадки

Часть брикетов после осадки спекали при 1100 °С в течении 1 часа и проводили закалку в воду с 800 °С. Структура срединной части осаженных спеченных и осаженных спеченных и закаленных железографитовых образцов представлена на рисунке 8.

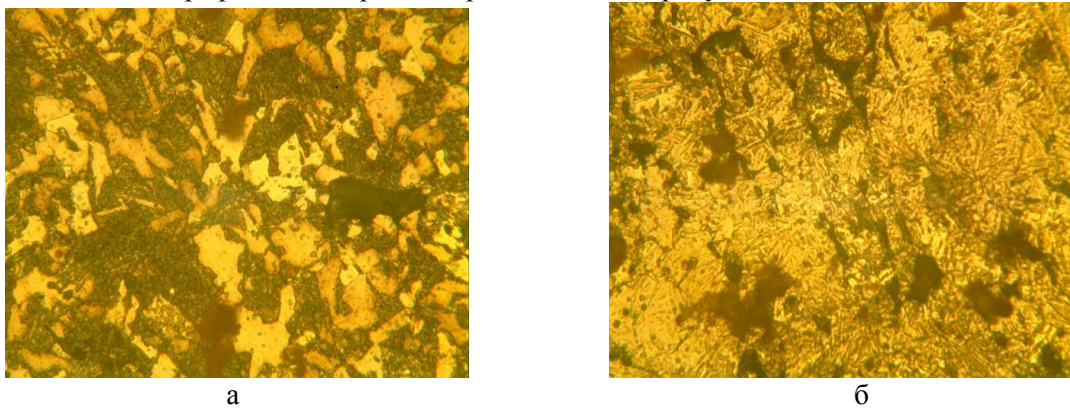


Рис. 8. - Макроструктура срединной части трехслойных брикетов, подвергнутых осадке (X1000): а – после спекания, б – после спекания и закалки

Срединная часть слоистого материала после закалки состоит из мартенсита и остаточного аустенита, что соответствует структуре метастабильной TRIP стали (ПНП стали) с высокой пластичностью, которые используются для изготовления высоконагруженных конструкционных материалов [10].

Определение микротвердости подвергнутых осадке спеченных незакаленных и закаленных трехслойных брикетов, показало экстремальный характер изменения микротвердости при переходе от одного слоя к другому (рис. 9). Максимальные значения микротвердости составляет ~ 3,1 – 3,2 ГПа, микротвердость внешних слоев равна ~ 1 ГПа.

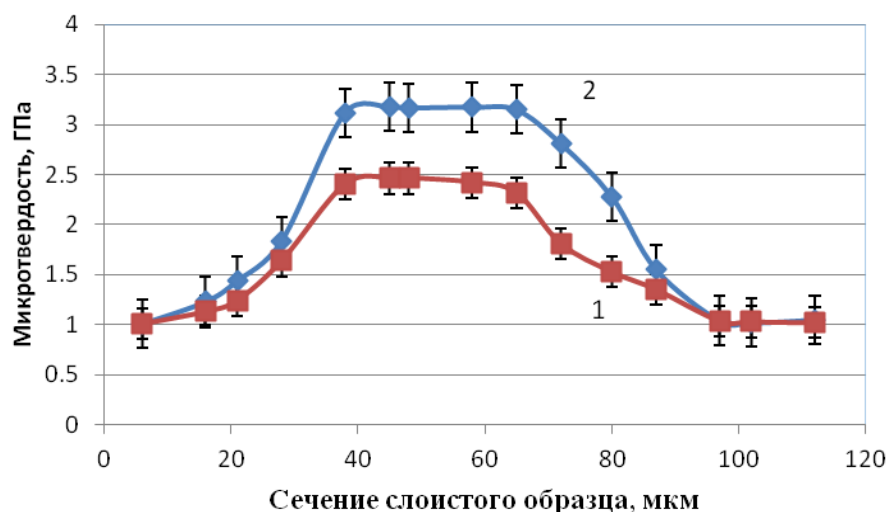


Рис. 9. - Микротвердость трехслойных образцов полученных свободной осадкой: 1 – после спекания, 2 – после спекания и закалки

Проведенные исследования показали неэффективность использования однократного отжига цилиндрических брикетов до их свободной осадки в направлениях перпендикулярных давлению прессования - получаемые брикеты содержат полость (рис. 3). Наоборот, при свободной осадке брикетов направлении их первичного прессования их однократный отжиг вполне эффективен и может быть практически использован при получении плоских трехслойных деталей с внутренним твердым слоем, т.е. деталей способных к самозатачиванию в условиях абразивного износа. Основной предполагаемой трудностью в этом случае, по-видимому, является равномерное размещение порошковых слоев.

Сравнение пористости отоженных брикетов доуплотненных свободной осадкой в направлении их первичного прессования и пористости отоженных брикетов доуплотненных в

КВД, свидетельствует о том, что свободная осадка является более эффективным способом снижения пористости. Тем не менее, это сравнение предполагает возможность использования гибридных схем уплотнения – доуплотнения брикетов. Целесообразность практического использования таких схем естественно вытекает из различий пластической деформации центральной и периферийной частей брикетов, подвергаемого свободной осадке. Допрессовка в КВД, фактически является аналогом свободной осадки брикета с внешней двойной кольцевой поддержкой (керамический контейнер – пластмассовое кольцо). Такая кольцевая поддержка может регулировать процесс свободной осадки, т.е. влияние на допрессовку может быть важным, прежде всего, для сохранения целостности периферийной части допрессованного брикета, что в частности следует из известных данных [11].

Выводы:

1. Сравнение пористости доуплотненных брикетов из порошка железа в камере высокого давления с пористостью брикетов доуплотненных свободной осадкой свидетельствует об большей эффективности свободной осадки.
2. Показана целесообразность доуплотнения свободной осадкой трехслойных брикетов на примере железуграфитовых образцов с разным содержанием графита в слоях.
3. Сделан вывод о перспективности исследований процесса свободной осадки брикетов с регулированием этого процесса внешней кольцевой поддержкой.

Список использованных источников:

1. Самсонов Г.В., Кушталова И.П. Прессование как первая стадия спекания / Теория и практика прессования порошков. Сб. научных трудов. – К.: ИПМ АН УССР, 1975. – С. 27 – 32.
2. Acid-assisted consolidation of powder compacts: cold-welding or cold sintering / Dariel M.P., Ratzker M., Eichmiller F.C. // J. Mater. Sci. – 1999. – 34, № 11. – Р. 2601–2607
3. Артамонов А.Я. Влияние условий обработки на физико-механическое состояние металлокерамических материалов. Киев: Наук. Думка, 1965. – 263 с.
4. Мартынова И.Д. Физические особенности пластической деформации пористых тел. Реологические модели и процессы деформирования пористых порошковых и композиционных материалов. Киев: Наук. думка, 1985. – с. 98–105
5. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. – К.: Наукова думка, 1980. – 404 с.
6. Кун Х. А. Основные принципы штамповки порошковых заготовок / Х. А. Кун // Порошковая металлургия материалов специального назначения. – М. : Металлургия, 1977. – С. 143–158.
7. Акимов А.И. Физика уплотнения керамических материалов в процессе прессования при высоких давлениях / [А. И. Акимов](#), [Т. М. Акимова](#), [Г. К. Савчук](#) // Актуальные проблемы физики твердого тела: сб. ст. к 40-летию ИФТТП НАН Беларуси и 90-летию его основателя акад. Н. Н. Сироты / [Н. М. Олехнович](#). – Минск : Беларуская навука, 2003. – С. 298–309
8. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения. Справочник. / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысльский и др. Киев: Наук. Думка, 1985. – 624 с.
9. Мамедов В. А., Мамедов А. Т. Свойства высокоплотных порошковых материалов на основе железа, спрессованных без стеарата цинка // Порошковая металлургия. – 2003. - №5/6 – С. 33-36.
10. Специальные стали / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. - М.: Металлургия, 1985. - 408 с.
11. Баглюк Г.А., Хоменко А.И. Сравнительный анализ деформированного состояния пористых заготовок при штамповке в закрытом и открытом штампах // Обработка материалов давлением. – 2012. – №2(31).– с.147–153

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 678:539.32; 531.43

О.О. Набережна, О.І. Буря*Дніпровський державний технічний університет***ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ОРГАНІЧНОГО ТА ВУГЛЕЦЕВОГО ВОЛОКНА НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГІБРИДНИХ КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ АРОМАТИЧНОГО ПОЛІАМІДУ**

В статті розглядаються нові конструкційні полімерні композиційні матеріали на основі ароматичного поліаміду фенілон та їх експлуатаційні властивості. Досліджувався вплив волокнистого наповнювача на фізико-механічні та трибологічні властивості гібридних композитів. Різна хімічна природа волокнистого наповнювача суттєво впливає на досліджувані характеристики вихідного пластику, а саме модуль Юнга, межа текучості, перевершують вихідний фенілон в 1,4 і 1,45 рази відповідно, на порядок вища зносостійкість і в 2 рази нижчий коефіцієнт тертя. Проведені випробування отриманих композитів в умовах натурних експериментальних умовах в якості підшипників ковзання в опорних вузлах шнекової сушиarki, показали позитивний результат.

Ключові слова: полімерні волокнисті композити, фенілон, гібриди, міцнісні та триботехнічні показники

О.А. Набережная, А.И. Буря*Днепроvский государственный технический университет***ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ОРГАНИЧЕСКОГО И УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АРОМАТИЧЕСКОГО ПОЛИАМИДА**

В статье рассматриваются новые конструкционные полимерные композиционные материалы на основе ароматического полиамида фенилон и их эксплуатационные свойства. Исследовалось влияние волокнистого наполнителя на физико-механические и трибологические свойства гибридных композитов. Различная химическая природа волокнистого наполнителя существенно влияет на исследуемые характеристики исходного пластика, а именно: модуль Юнга, предел текучести, превосходят исходный фенилон в 1,4 и 1,45 раза соответственно, на порядок выше износостойкость и в 2 раза ниже коэффициент трения. Проведенные испытания полученных композитов в условиях натурных экспериментальных условий в качестве подшипников скольжения в опорных узлах шнековой сушилки, показали положительный результат.

Ключевые слова: полимерные волокнистые композиты, фенилон, гибриды, прочностные и триботехнические показатели

O.O. Naberezhna, O.I. Burya*Dniprovsk State Technical University***RESEARCH INFLUENCE OF ORGANIC AND CARBON FIBER ON THE PERFORMANCE OF HYBRID COMPOSITES BASED ON AROMATIC POLYAMIDE**

The article considers new structural polymeric composite materials based on aromatic polyamide of phenylon and their operational properties. The effect of fibrous filler on the physico-mechanical and tribological properties of hybrid composites was investigated. The different chemical nature of the fibrous filler significantly influences the characteristics of the original plastic, namely: Young's modulus, yield strength, 1.4 and 1.45 times higher than the original phenylon, respectively, an order of magnitude higher in wear resistance and 2 times lower in the coefficient of friction. The performed tests of the obtained composites under conditions of full-scale experimental conditions as sliding bearings in the support nodes of the screw dryer showed a positive result.

Key words: Polymeric fibrous composites, phenylon, hybrids, strength and tribotechnical indices

Постановка проблеми. На сьогоднішній день неможливо уявити розвиток сучасної техніки без композиційних матеріалів: вони у рівній мірі використовуються для потреб авіа- та космічної галузі, у електроніці й медицині. Особливе місце композити займають у машинобудуванні. Строк служби машин і безвідмовне функціонування у переважній більшості випадків визначаються довговічністю вузлів тертя, на відновлення яких витрачаються значні кошти. Інтенсивне підвищення навантажень і швидкостей, температури, ускладнення умов експлуатації рухливих з'єднань потребують від матеріалів, що використовуються, постійного підвищення їх експлуатаційного ресурсу [1, 2].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Наявність величезного числа конструкцій вузлів тертя і різноманіття умов їх застосування не дозволяють винайти універсальний матеріал, який здатний вирішити всі існуючі в машинобудуванні проблеми. Це призвело до необхідності створення композитів на основі самих різних матеріалів – металів, полімерів, силікатів, які оптимально поєднують в собі кращі властивості складових компонентів. До таких матеріалів відносять композиційні матеріали на полімерній основі, серед яких найбільш перспективними є волокнисті полімерні композити (ВПК). ВПК з високоміцними, високомодульними волокнами

являються конструкційними матеріалами, що відрізняються низькою густиною і високою питомою міцністю при розтягуванні (до 260 км). Армовані пластики, наприклад склопластики, найчастіше відрізняються великою жорсткістю, але руйнуються при незначному (~1%) відносному подовженні [3]. Одна з основних умов отримання ВПК з високими фізико-механічними властивостями являється забезпечення необхідної міцності адгезійного зв'язку на межі поділу фаз полімерна матриця – наповнювач, з мінімальними внутрішніми напруженнями. Тому особлива увага приділяється вибору в'язучого для ВПК, що забезпечить монолітність композиту і перерозподіл основних навантажень на волокна. Переважає більшість промислових пластмас за комплексом фізико-механічних показників ароматичний поліамід фенілон. При цьому матеріали на його основі володіють високими показниками міцності, пластичності, зносостійкості й стійкості до ударних навантажень [4]. Однак високі показники коефіцієнта тертя в режимі без змащування обмежують його експлуатаційний ресурс. Введення до складу фенілону наповнювачів твердих змазок (наприклад, фторопласту, графіту і інших) одночасно покращують антифрикційні властивості і знижують міцнісні показники [5-8].

Постановка задачі досліджень. Враховуючи вищесказане, метою даною роботи являлось вирішення задачі розробки ефективного наповнення фенілону дискретними високомодульними волокнами різної природи, з метою направленою регулювання його властивостей.

Об'єкти та методи дослідження. В якості в'язучого був обраний ароматичний поліамід фенілон С-1 (ТУ 6-05-221-101-71). Для армування використовували суміш дискретних волокон: органічного, марки Танлон (довжина 3 мм; модуль пружності при розтягуванні 7,45 ГПа, густина 1,42 г / см³) та вуглецевого, марки Торейка (довжина 3 мм, модуль пружності при розтягуванні 220 - 230 ГПа, густина 1,76-1,80 г / см³).

Приготування композиції певного складу (табл. 1) здійснювали методом сухого змішування в обертальному електромагнітному полі (0,12 Тл). Формування готових композицій у виробі циліндричної форми (10 x 15 мм) проводилася методом компресійного формування. Цей метод переробки ароматичного поліаміду є кращим, в силу того, що полімер, поміщений в завантажувальну камеру, відчуває в основному деформацію стиску, сильні зсувні деформації практично відсутні. Особлива увага також приділялася вибору і підтримці з високою точністю температур переробки.

Таблиця 1

Склад гібридної композиції [9]

Позначення складу	Вміст волокна, мас. %				Вміст полімерної матриці, мас. %	
К 1	Танлон	-	Торейка	-	Ароматичний поліамід фенілон С-1	100
К 2		4		5		91
К 3		5		7		88
К 4		5		15		80
К 5		15		5		80

Дослідження мікроструктури проводили за допомогою мікроскопа Біолам М на спеціально підготовлених зразках, при збільшенні 200. Густину зразків експериментально визначали згідно ГОСТ 15139-69. Визначення руйнівного напруження та межі текучості при стисненні, відносних деформацій при руйнуванні та межі текучості проводили відповідно ГОСТ 4651-78 на універсальній дослідній машині FP-100. Вивчення трибологічних властивостей гібридних матеріалів проводилися на дискової машині тертя в режимі сухого тертя за схемою «диск-пальчик» при питомому тиску $P = 0,6$ МПа і швидкості ковзання 1 м / с, шлях склав 1000 м.

Результати і аналіз досліджень. Поєднання компонентів різної природи (органічні та вуглецеві волокна) та здатність полімеру просочити їх являється досить важкою задачею, в силу відмінної жорсткості та густини волокон. Аналіз мікроструктури отриманих зразків, показав, що обраний спосіб змішування та формування виробів не порушує рівномірний розподіл як органічних так і вуглецевих волокон в полімерній матриці (рис. 1).

В теперішній час одним з ряду найважливіших завдань, є зниження маси конструкції, цього можна досягти замінюючи металеві деталі полімерними, так як вони мають значно нижчу густину, при цьому, нітрохи не поступаючись за механічними характеристиками. Було встановлено, що розроблені ВПК відрізняються низькою густиною (рис. 2), а саме: її значення змінюються в межах 1,34 - 1,39 г / см³, що майже в 7 і 6 разів нижче бронзи Бр О5Ц5С5 (найбільш широко використовується для виготовлення деталей в вузлах тертя) і сталі відповідно.

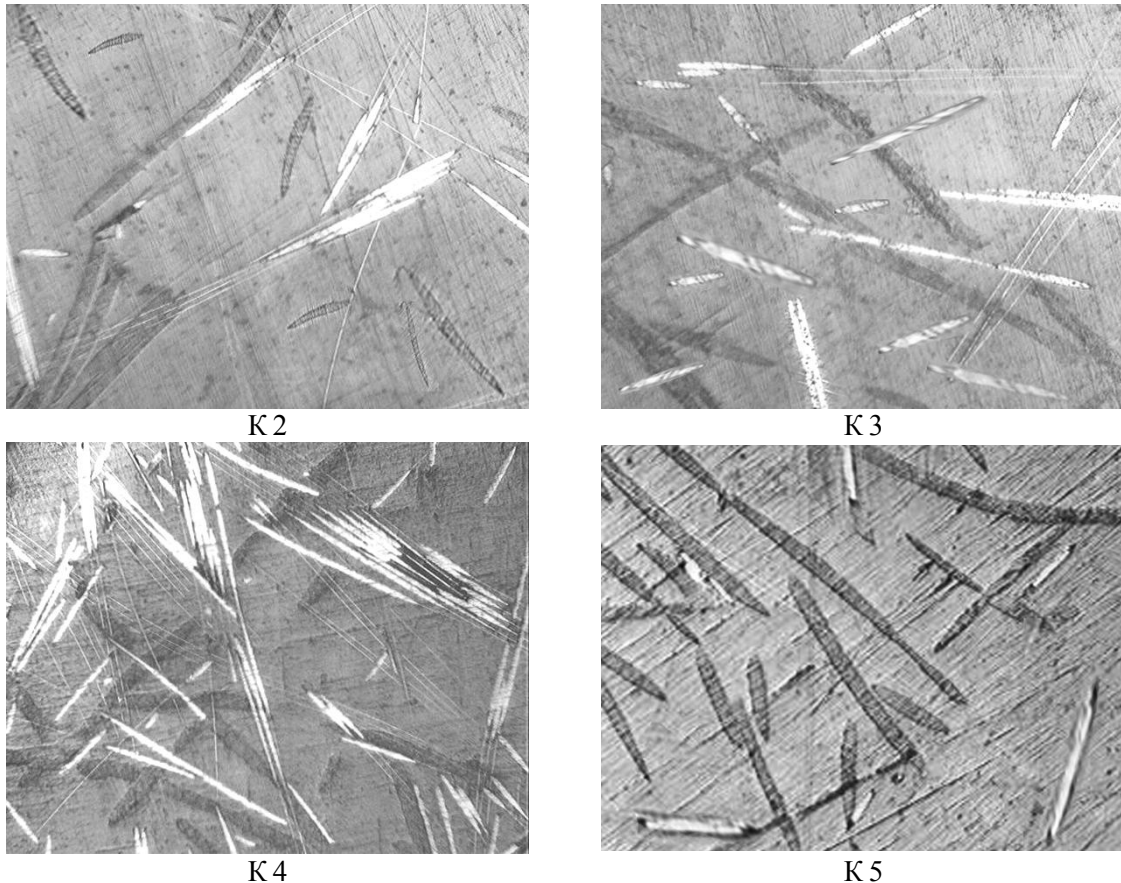


Рис. 1. Мікроструктура волокнистих гібридних композитів ($\times 200$)

Отриманні експериментально криві навантаження - деформація дали змогу оцінити характер деформаційних процесів, що протікають у вихідному матеріалі та гібридних композитах при випробуванні на стиснення (рис. 3).

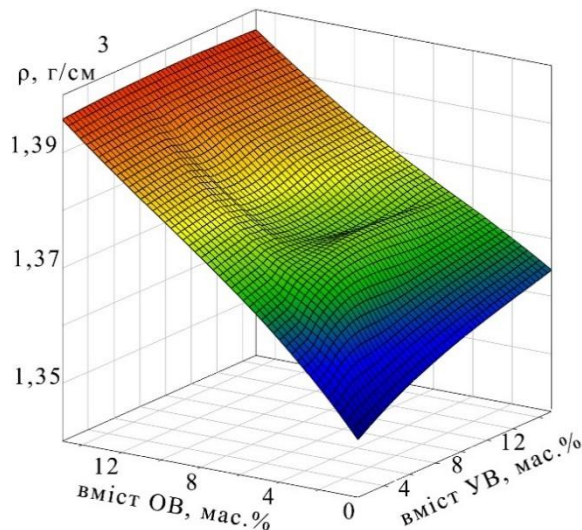


Рис. 2. Вплив вмісту наповнювача на густину гібридних композитів

Загальний вигляд кривих $\sigma - \epsilon$ властивий полімерним матеріалам, однак деформування гібридних композитів протікає за двома різними процесами. За класифікацією Херцберга їх відносяться до II та V типу, що описують пружну гомогенно-пластичну та пружну гетерогенно-пластичну поведінку матеріалів відповідно [10]. Оборотною природою деформації матеріалів характеризується прямолінійною ділянкою кривих для K1; K2; K5 до значень близьких до 200 МПа та кривих 3; 4 $\approx$ 250 МПа (рис. 3), що говорить про більш пружні властивості гібридних композитів K3 і K4. Надалі хід кривих 2 та 4 описує параболічну ділянку, що характеризується

процесами гомогенної пластичної деформації. Слід відзначити, що крива 4 при значеннях напруження до 280 МПа продовжує опиратись росту пластичної деформації, максимальні значення опору інших гібридів та вихідного матеріалу коливаються в межах 230-260 і 200-210 МПа відповідно.

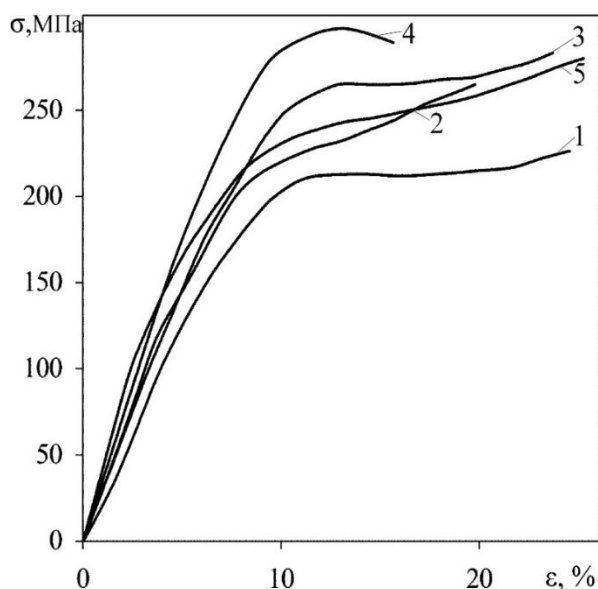


Рис. 3. Експериментальні криві навантаження - деформація фенолону (1) та гібридних композитів (2 - 5 : К2 – К5)

Криві V типу властиві для деяких кристалічних полімерів, тобто природа фенолону і гібридних композитів на кривих 1, 3 та 5 характеризується конкурентним розвитком двох різних процесів. З одного боку, пластичною течією з руйнуванням вихідної структури та утворенням зони течії, яка обумовлена стабілізацією значень навантаження (фенолону - 210 МПа, гібридів – 240 -260 МПа). З іншого – перебудовою структури (видозміною аморфних полімерних ланцюгів) в нову більш міцну, причому чим більша кількість ділянок переходить в нову структуру, тим вищим стає опір матеріалу деформаціям. Наслідком чого є деформаційне зміцнення і криві знову починають рости.

Слід відзначити, що поведінка протікання деформаційних процесів тісно пов'язана з концентрацією та природою волокна в композитах. З ростом органічної частки матеріалу в ВПК видозмінюються криві $\sigma - \epsilon$. Криві 2 та 4, що містять 4 - 5 мас.% органічного волокна танлон відповідно відносяться до II типу кривих деформації, а вихідний матеріал та гібрид з вмістом 15 мас.% ОВ - до V типу. Крива 3 займає майже посереднє значення на графіку $\sigma - \epsilon$ (рис. 3) та характеризується співвідношенням компонентів 5:7 ОВ до УВ відповідно. Характер видозміни зразків після проведення експерименту представлені на рис. 4.

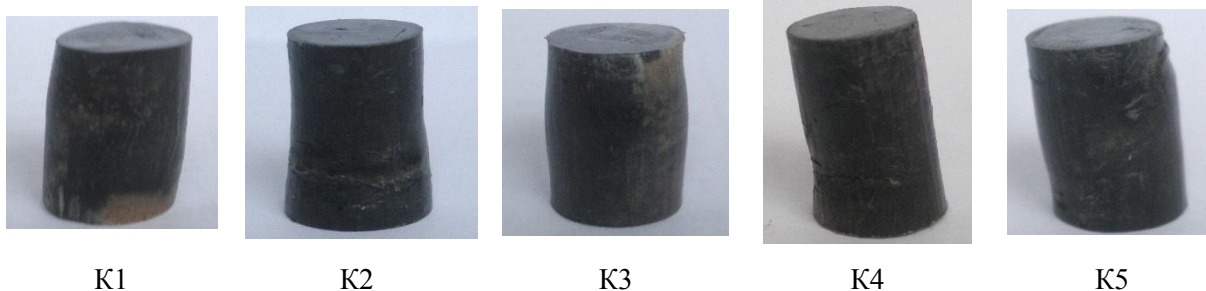


Рис. 4. Характер видозміни зразків фенолону та гібридних композитів після проведення експерименту на стиснення

На підставі отриманих експериментально кривих $\sigma - \epsilon$ були розраховані міцнісні характеристики гібридних композитів, значення яких дає змогу оцінити фізико-механічні властивості матеріалів в різних напрямках розвитку деформації під навантаженням.

Порівняно з фенілоном С-1 спостерігалось підвищення модулів пружності, зсуву та об'ємного 1,4; 1,9 та 1 рази відповідно, підвищення межі текучості на 45 %, коефіцієнт поперечної деформації коливався в межах 0,18 – 0,23 (табл. 2).

Таблиця 2

Фізико-механічні властивості гібридних композитів

Показники	K1	K2	K3	K4	K5
Модуль Юнга (E), МПа	2500	3100	3000	3500	2700
Модуль зсуву (G или μ), МПа	1000	1950	1500	1960	1400
Модуль об'ємної пружності (K), МПа	1400	1280	1240	1470	1150
Коефіцієнт Пуассона (ν)	0,21	0,23	0,19	0,2	0,18
Межа текучості при стисненні (σ_T), МПа	204	228	265	297	242
Відносне подовження при стисненні (ϵ), %	12,8	11,7	14,2	13,2	16

Аналіз отриманих фізико-механічних властивостей показав, що природа наповнювача та концентрація його у в'язучому суттєво впливають на міцнісні характеристики. Характер та швидкість плинута деформації в гібридних зразках різний, а значить і молекулярна структура відмінна. Найбільш сильною взаємодією молекул та більш орієнтованих новоутворень на межі поділу полімер – волокно характеризуються гібридні композити з 9 – 12 мас.% суміші волокна у співвідношенні ОВ до УВ – 4:5 та 5:7. При більшому вмісті армуючих компонентів у фенілоні фізико-механічні показники матеріалів знижуються.

Значна увага приділялась вивченню трибологічних властивостей отриманих матеріалів. При проведенні випробувань за визначенням триботехнічних характеристик, було встановлено, що інтенсивність зношування отриманих композицій на порядок нижча чим у вихідного фенілону, при одночасному зниженні коефіцієнта тертя на 50 - 60 % (табл. 3). Такий ефект досягався за рахунок, оригінального гібридного наповнювача - суміші органічного та вуглецевого волокон, яка виступала в ролі інгібітору, що гальмувала процес руйнування полімерного в'язучого при терті без змащування по сталюму диску, за рахунок конкуруючої адсорбції з волокнами - активаторами і утворенням на металевому контртілі поверхні захисних адсорбційних плівок.

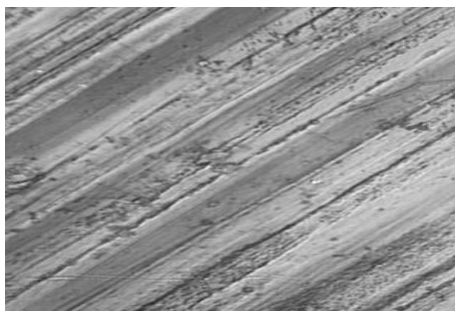
Таблиця 3

Трибологічні властивості гібридних композитів

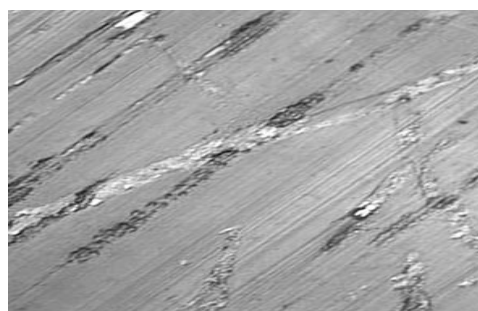
Показники	K 1	K 2	K 3	K 4	K 5
Коефіцієнт тертя	0,52	0,26	0,29	0,31	0,32
Інтенсивність лінійного зношування	$2,2 \cdot 10^{-8}$	$2,43 \cdot 10^{-9}$	$1,36 \cdot 10^{-9}$	$1,94 \cdot 10^{-9}$	$3,9 \cdot 10^{-9}$

Введення волокнистого наповнювача в полімерну матрицю гібридних композитів забезпечило протікання втомлюваного процесу тертя з утворенням локальних мікроділянок пластично деформованих у напрямку ковзання. Дослідження мікроструктури ВПК поверхні тертя наглядно показало, характерний для ароматичних та аліфатичних поліамідів [11], псевдопружний механізм стирання, про що свідчить зменшення борозен і доріжок тертя, а поверхня тертя стає майже дзеркальною (рис. 5).

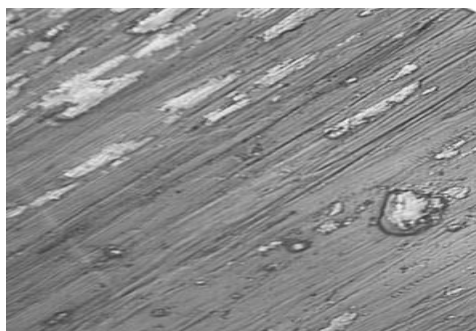
Позитивні результати досліджень дозволили перейти до використання розроблених гібридних композитів в натурних експериментальних умовах.



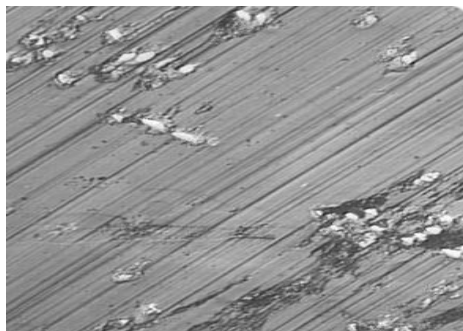
K1



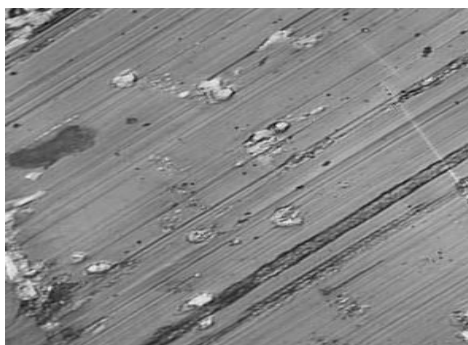
K2



K3



K 4



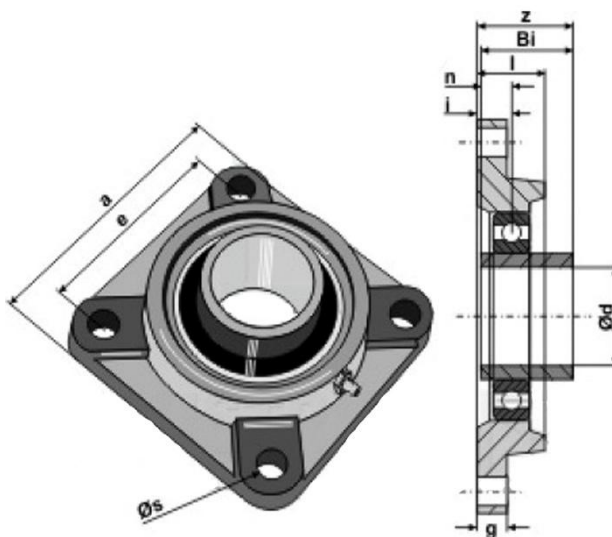
K5

Рис.5. Поверхня тертя полімерних гібридних композитів (x200)

Експериментальні підшипники ковзання, виготовлені з полімерного композиційного матеріалу на основі фенілону, армованого дискретними хімічними волокнами було встановлено на заміну серійним підшипникам кочення UCF 212 в опорних вузлах шнекової сушарки ШС-1 (рис. 6), в умови тертя без змащування, підвищеної запиленості та високих температур (473-503 К).



а



б

Рис. 6. Загальний вид сушарки ШС-1(а) та підшипника UCF 212 (б)

За результатами технічної експертизи, що проводились сумісно спеціалістами ДДТУ та ТОВ «САС ІНВЕСТ» протягом експлуатаційного періоду виявили, що підшипники ковзання, виготовлені з ВПК придатні для використання у опорних вузлах шнекової сушарки ШС-1, та потребують продовження експерименту для визначення ресурсу надійності та довговічності роботи вузла.

Висновки. Таким чином, розроблені та досліджені матеріали на основі термостійкого поліаміду фенілон, армованого різними за хімічною природою волокнами, володіючи відмінним поєднанням фізико- механічних і триботехнічних показників, а саме: модулем Юнга, межею текучості, що перевершують вихідний пластик в 1,4 і 1,45 рази відповідно, на порядок вищою зносостійкістю і в 2 рази нижчим коефіцієнтом тертя можуть застосовуватись в якості деталей конструкційного призначення і будуть мати до 7 разів нижчу масу

Список використаних джерел:

1. Белый В.А. Проблема создания композиционных материалов и управление их фрикционными свойствами // Трение и износ. — 1982 (3). - № 3. — С. 389—395.
2. Исследование трибологических свойств органопластиков на основе тканого армирующего наполнителя / Г.С. Кулагина [та ін.] // Труды ВИАМ. — 2016. - №11 (47). — С. 47 – 55.
3. Перепелкин К.Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты / К.Е. Перепелкин. - М.: Изд-во Научные основы и технологии, 2009. - 658 с.
4. Функциональные наполнители для пластмасс / Под ред. Марино Ксантос, пер. с англ. под ред. В.Н. Кулезнева. - М.: Изд-во Научные основы и технологии, 2010. - 462 с.
5. Термостойкие ароматические полиамиды / Л.Б. Соколов, В.Д. Герасимов, В.М. Савинов, В.К. Беляков. - М.: Химия, 1975. - 256 с.
6. Burya A.I. properties and industrial application of hybride composites based on polyamide // Prace naukowe Katedry Budowy Maszyn, Seria: konferencje "Polymery I Kompozyty Konstrukcyjne", 6-9.10.98. — vol.2. — P. 51 - 54.
7. Исследование термостойкости органопластиков на основе политетрафторэтилена, армированного волокном танлон / А.И. Буря [и др.] // Научный альманах. — 2015. - №10-3 (12). — С. 53 - 57.
8. Буря А.И. Трение и износ органопластиков на основе ароматического полиамида фенілон / А.И. Буря, Набережная О.А. // Трение и износ. - 2016. - Т. 37. № 3. - С. 335-339.
9. Пат. №113813 України, МПК (2017.01), C08J 5/16 (2006.01), C08G 77/00, C08K 7/02 (2006.01) Зносостійка полімерна композиція / Буря О.І., Набережна О.О., Томіна А.-М. В., Козоріз В. С.; заяв.28.03.2016; опубл. 10.03.2017 бюл. №5.
10. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Р. В. Херцберг; Пер. с англ. А. М. Бернштейна; Под ред. М. Л. Бернштейна, С. П. Ефименко. - М.: Металлургия, 1989. - 575 с.
11. Погосян А.К. Трение и износ наполненных полимерных материалов- М.: Наука, 1977. — 140 с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 371.315:330.341

Н. Рудь, О. Марчук*Луцький національний технічний університет***ОЦІНЮВАННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ІННОВАЦІЙНИХ ПРОЕКТІВ**

В даній статті проведено дослідження змісту поняття «інноваційний проект», запропонована класифікація інноваційних проектів. Розроблена модель оцінки інноваційного проекту з врахуванням ризику. Рекомендовано використовувати інтегральний показник економічної ефективності, що враховує часткові показники оцінки ефективності стадій інноваційного проекту та дозволяє визначати загальний рівень економічної ефективності на основі рейтингу..

Ключові слова: інноваційний проект, класифікація, ефективність, ризик, показники.

Рис. 2. Літ. 10.

Н. Рудь, О. Марчук**ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ИННОВАЦИОННЫХ ПРОЕКТОВ**

В данной статье проведено исследование содержания понятия «инновационный проект», предложена классификация инновационных проектов. Разработана модель оценки инновационного проекта с учетом риска. Рекомендуется использовать интегральный показатель экономической эффективности, учитывающий частичные показатели оценки эффективности стадий инновационного проекта, что позволяет определять общий уровень экономической эффективности на основе рейтинга.

Ключевые слова: инновационный проект, классификация, эффективность, риск, показатели.

N. Rud, O. Marchuk**EVALUATION OF EFFECTIVENESS OF INNOVATIVE PROJECTS**

This article studied the meaning of «innovative project» proposed classification innovative projects. Developed the model estimates innovative project with regard to risk. We recommend using the integral index of economic efficiency, taking into account the partial indicators for evaluating the effectiveness of innovative stage design and can determine the general level of economic efficiency rating based.

Keywords: innovative design, classification, efficiency, risk, indicators.

Постановка проблеми. Піднесення національної економіки залежить від розвиненості її інноваційної складової, що вимагає вирішення ряду питань державного регулювання інноваційної діяльності. Це передбачає як розв'язання проблеми пошуку шляхів стимулювання інноваційних процесів з боку держави, так і розробки системи оцінки ефективності відповідних заходів.

У сучасних ринкових умовах підвищуються вимоги до економічних вимірів і економічних обґрунтувань прийняття рішень стосовно інноваційних проектів, які можуть фінансуватись тільки після економічної оцінки кожного з можливих їх варіантів. Слід зважати на те, що підприємства (організації) будують свою діяльність у напрямі досягнення локальних цілей, перш за все можливості успішно функціонувати на ринках виробництва нових товарів і послуг, які з'являються в результаті освоєння нових технологій.

Тому важливість оцінювання інноваційних проектів полягає в обґрунтуванні величини показників, які є в його структурі, відображаючи можливості і загрози підприємства щодо розробки і впровадження інноваційних проектів.

Корисним у вирішенні даних питань є пошук відповідних методів, підходів оцінювання проектів, виходячи із сучасного стану економіки України. Це дасть змогу відстежувати динаміку основних значень інноваційного проекту: досліджувати залежність кінцевих результатів від управлінських рішень та, відповідно, раціонально розподіляти обмежені фінансові ресурси; своєчасно реагувати на зміни у внутрішньому та зовнішньому середовищі.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Широкий спектр методів оцінювання інвестиційних та інноваційних проектів аналізувалися значною кількістю як зарубіжних, так і вітчизняних вчених, таких як, Л.М. Ганущак-Єфіменко, І.І. Цигилик, М.А. Спатвінський, Ю.М. Павлючок, О.О. Козлов, Я.С. Мелкулов, Н.М. Філімонова та інші.

Метою статті є дослідження особливостей оцінювання інноваційних проектів, вибір показників ефективності інноваційних проектів.

Викладення основного матеріалу дослідження. В законі України «Про інноваційну діяльність» зазначено, що інноваційний проект – це комплект документів, що визначає процедуру і комплекс усіх необхідних заходів (у тому числі інвестиційних) щодо створення і реалізації інноваційного продукту і (або) інноваційної продукції.

Аналізуючи праці вчених-дослідників, можна сформулювати визначення: інноваційний проект – система взаємопов'язаних цілей і програм їхнього досягнення, що являють собою комплекс науково-дослідних, дослідно-конструкторських, виробничих, організаційних, фінансових, комерційних й інших заходів, відповідним чином організованих, оформлених комплектом проектної документації і забезпечуючих ефективно вирішення конкретних науково-інноваційних завдань, виражених у кількісних показниках, що характеризують інновації. Враховуючи класифікацію інновацій, нами розроблена класифікація інноваційних проектів (табл. 1).

Таблиця 1

Класифікація інноваційних проектів*

Класифікаційні ознаки	Види проектів
Інноваційний потенціал інновації	Радикальні Поліпшувальні Псевдоінновації
Період реалізації проекту	Довгострокові Середньострокові Короткострокові
Рівень ризику	Високий рівень Середній рівень Низький рівень
Витрати на проект	Великі Середні Малі
Результативність проектів	Висока Середня Низька
Джерела фінансування інноваційних проектів	Власні кошти Залучені кошти Державні і спонсорські кошти Змішані
Стадії інноваційного проекту	Зародження проекту Розробка і процес створення проекту Функціонування проекту і його завершення

*Складено автором

Останніми роками при визначенні ефективності інвестицій використовуються, зокрема, показники: чистий приведений дохід (NPV), внутрішня норма рентабельності (IRR), модифікована внутрішня норма рентабельності (MIRR), індекс прибутковості (PI), період окупності (PP), показники рентабельності (CAR).

Оцінка економічної ефективності інноваційних проектів звичайно пов'язана з деякими труднощами: велика кількість часткових показників характеризує свій окремий аспект ефективності, ускладнює оцінку й виділення ефективних і неефективних проектів. Для вирішення даної проблеми автор рекомендує використовувати інтегральний показник економічної ефективності, що враховує часткові показники ефективності стадій інноваційного проекту та дозволяє визначати загальний рівень економічної ефективності на основі рейтингу. Інтегральний показник значно полегшує оцінку та відбір інноваційних рішень, а також порівняння між собою альтернативних підходів і вибір напрямку інвестування капіталу підприємством [1].

Інвестування капіталу завжди пов'язане з вибором варіантів, що потребує необхідності визначення величини економічного ризику для різних варіантів інвестування та їх порівняння. Ризик полягає у недосягненні вартісних, технічних, соціальних, екологічних та інших результатів, які передбачалося одержати до певного часу. Це стосується і розробок та впровадження прогресивних технологій для виробництва. Згідно із зарубіжними дослідженнями, тільки третина початих досліджень у галузі інновацій приносить позитивний результат. З огляду на це, на різних етапах виконання інноваційного проекту витрати і результати уточнюються шляхом моніторингу ходу виконання проекту.

Проблема ризику є однією з основних при порівнянні та виборі варіантів інвестицій в інноваційні проекти. Для зменшення впливу ризику застосовуються різні методи, які дозволяють підвищити надійність результатів. У ринкових умовах господарювання будь-яка діяльність пов'язана із прийняттям ризикованих рішень, що зумовлюється невизначеністю більшості параметрів її здійснення [1].

Оцінка доцільності інвестицій, основана на визначенні економічної ефективності для детермінованих умов, не може бути достатньою для прийняття рішення. Власнику коштів необхідно знати не тільки рівень доходу, але і можливість оцінки ризику в таких умовах.

Чим оригінальніші інновації і чим вищий на них попит, тим більше інвестицій потрібно для їх впровадження, що зумовлює зростання економічного ризику. У сучасних умовах розраховувати на великі прибутки підприємства можуть тільки тоді, коли вони випереджають конкурентів в освоєнні досягнень НТП [2]. На рис.1 нами запропонована модель оцінки ефективності інноваційного проекту з врахуванням ризику.



Рис. 1. – Модель оцінки економічної ефективності інноваційного проекту з урахуванням ризику

Окремого значення набули методи експертного оцінювання, що передбачають складання вичерпного переліку критеріїв «цінності» проекту, які зводяться до єдиної таблиці. Кожному критерію дається кількісна оцінка (присвоюється певний бал відповідно до розробленої бальної системи оцінювання якостей проекту).

У результаті розрахунків за допомогою даного методу одержується сукупна оцінка, що виводиться на підставі балів, наданих критеріям цінності проекту.

Однак при використанні даного методу постає питання щодо об'єктивності оцінок кожного критерію та надійності застосовуваної при розрахунках бальної системи.

Існуюча методологія оцінювання проектів останнім часом все більше піддається сумніву, оскільки її використання зумовлює неспроможність на практиці отримати достовірні результати. Свідченням цьому виступає ряд аргументів щодо помилкового застосування існуючого методологічного досвіду в чистому вигляді, що і зумовлює помилкові результати.

Характерною рисою помилок у використанні методів є, наприклад, складнощі у визначенні ставки дисконтування, складанні схеми грошових потоків, що пов'язані із відмінностями проектів, зокрема в різних галузях промисловості. Несхожість проектів, наявність індивідуальних особливостей при цьому не відкидає необхідності використання оптимальних і перевірених часом принципів й критеріїв оцінювання. Для уникнення помилок важливо їх усі брати до уваги, зокрема важливо враховувати інтереси всіх учасників інноваційного проекту, використовувати оптимальні

форми виміру ефективності, які були б узгоджені між собою і прийнятними для учасників проекту [3].

Вирішення вказаної проблеми іноді зводиться до розробки нових методів. Одними із них є багатокритеріальні методи, які, на відміну від однокритеріальних, спрямовані на оцінювання інноваційних проектів за кількома критеріями, що ставить їх в ряд якісно нових методів.

Відповідно, при оцінюванні інноваційних проектів оптимально застосовувати не однокритеріальні методи до вирішення оптимізаційних планово-економічних інвестиційних завдань (наприклад, дисконтовані методи), які на даний час займають домінуюче становище в теорії і практиці інвестиційного аналізу, а багатокритеріальні.

Багатокритеріальні методи оцінювання враховують кілька цілей, що намічається досягнути в процесі реалізації інноваційних проектів. При їх застосуванні виділяється ряд критеріїв, що найкраще характеризують ефективність проекту, які потім зводяться до єдиного значення.

В даний час широко застосовуються багатокритеріальні методи оцінювання не тільки на одній стадії розвитку проекту, а протягом всього його часу зародження, реалізації і функціонування. Головна проблема у визначенні багатокритеріальних методів постає у зведенні всіх даних на всіх стадіях створення і реалізації проекту в єдиний показник, який би характеризував ефективність проекту. Таким чином ми вважаємо, що варто оцінювати ефективність проекту на трьох стадіях (див. рис. 2).

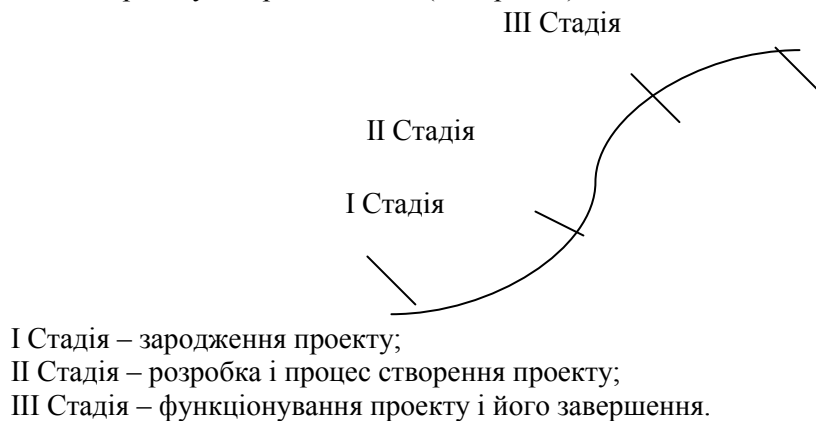


Рис 2. - Стадії створення і функціонування проекту

Стимулом до розробки і розширення масштабів застосування багатокритеріальних методів виступає потреба у посиленні конкурентоспроможності, досягнення результатів, які виникають при освоєнні проектів, що відображається в одному із методологічних принципів оцінювання проектів, який вимагає врахування внутрішніх, зовнішніх, а також синергетичних ефектів.

Економічна доцільність переходу від однокритеріальних до багатокритеріальних методів оцінювання зумовлюється ще й тим, що прогнозні результати реалізації проектів отримані за використанням останніх методів мають ряд переваг. Перевагою багатокритеріальних методів оцінювання інноваційних проектів є не лише охоплення більшої кількості критеріїв, а й їх якісні відмінності від однокритеріальних.

Відмінність проявляється в методології оптимального вирішення оптимізаційного завдання. Однокритеріальні методи надають лише можливість розгляду отриманого результату за єдиним значенням, що вносить принципову відмінність від випадку системного підходу до пошуку оптимального проекту [4].

Зважаючи на різноманітність ситуацій господарської діяльності і необхідність за якомога короткий термін відібрати найкращі проекти, створені і створюються такі багатокритеріальні методи їх оцінки:

- 1) метод DEA [Data Envelopment Analysis] [5;6];
- 2) ELECTRE [Elimination Et Choix Traduisante La Realite] [7];
- 3) AHP (the Analytic Hierarchy Process) [8] та інші.

Оцінювання даними методами відноситься до класу багатокритеріальних інноваційних завдань, істотною особливістю яких є отримання не скільки оптимального, як ефективного рішення, що знаходить відображення в досягненні максимального значення функції корисності. Конструкція функції корисності спеціально спрямована на узгодження суперечливих критеріїв –

збільшення обсягів надходжень і зменшення обсягів витрат. Виділяються декілька способів конструювання функції корисності, але найчастіше застосовується лінійний:

$$Z_j = \sum_{i=1}^n W_i \cdot S_i, \quad (1)$$

де Z_j – значення оцінки якості j -го проекту;

W_i – ваговий коефіцієнт i -го чинника;

S_i – величина значення i -го чинника в j -ому проекті.

Розглянута формалізована функція дає змогу в межах використання багатокритеріальних методів порівнювати альтернативні інноваційні проекти за оціненим значенням їх якості [9].

Аналіз можливостей застосування методів АНР, SMART, PROMETHEE, ELECTRE показує, що обчислювальні процедури на основі даних методів дуже прості, проте в них не відбивається внутрішній зміст якості оцінюваних проектів.

У таблиці 2 наведені переваги і недоліки вищезазначених методів.

Таблиця 2

Порівняльна характеристика методів	
Переваги	Недоліки
Метод АНР	
1. Може застосовуватися і в тих випадках, коли експерти не можуть дати абсолютні оцінки альтернатив за критеріями, а користуються слабшими порівняльними вимірюваннями.	1. Необгрунтоване застосування кількісних значень при оцінюванні, відірваність методу від інтересів експертів.
Метод ELECTRE	
1. Поетапність виявлення переваг експертів в процесі встановлення рівнів прийнятності та неприйнятності альтернатив. 2. Детальний аналіз дозволяє експертам сформулювати свої переваги, встановити значимість критеріїв. 3. Використання неспівставимих співвідношень дозволяє виділити пари альтернатив з суперечливими оцінками.	1. Труднощі пов'язані зі встановленням експертами вагових коефіцієнтів значень.
Метод DEA	
1. Може використовуватись в тому числі і для оцінювання інвестиційно-інноваційних проектів. 2. Не вимагається нормування значень чинників.	1. Складність у застосуванні, адже вміщає багато критеріїв, які не підлягають абсолютно точному обчисленню їх впливу.

На практиці оцінка інноваційних проектів суб'єктів господарювання проводиться на основі критеріїв, що враховують основні фактори впливу на їх ефективність. Виокремимо основні із них.

Науково-технічні критерії враховують [10]:

- перспективи впровадження науково-технічних рішень;
- патентну чистоту продукції і патентоспроможність технічних рішень, що використовуються;
- перспективність застосування очікуваних результатів у майбутніх розробках.

До виробничих критеріїв належать: забезпеченість виробництва матеріально-технічними, трудовими ресурсами та необхідним устаткуванням; технологічність нововведень; забезпеченість виробництва кваліфікованим персоналом; екологічні вимоги.

Ринкові критерії передбачають: відповідність проекту потребам ринку; комерційний успіх від освоєння проекту; рівень реклами для просування запропонованого продукту на ринок; конкурентоспроможність продукції за ціною та якістю, захищеністю від старіння тощо.

Економічні критерії містять дані про: необхідні обсяги фінансування для реалізації проекту; передбачуваний річний прибуток; термін окупності проекту; частку власних коштів підприємства у повній вартості проекту.

Соціальні та екологічні критерії визначають: вплив реалізації проекту на рівень зайнятості населення; вплив виробничих процесів, задіяних у реалізації проекту, на навколишнє природне середовище тощо [11].

Оцінювання інноваційного проекту здійснюється визначенням таких чинників (табл. 3).

Таблиця 3

Основні чинники оцінки інноваційного проекту	
Чинник	Особливості чинників
1. Міри відповідності ринковій та інноваційній стратегіям підприємства	Наскільки ідея (задум) і завдання проекту збігаються з цілями і стратегіями розвитку підприємства. Формалізована оцінка такої відповідності має бути в основі середньо та довгострокової концепції розвитку підприємства в умовах ринкових відносин перехідного періоду
2. Рівень наукової новизни (коефіцієнт новизни)	Здійснення зміни стану інноваційного продукту від виникнення інноваційного задуму до обґрунтування можливості і доцільності створення самого продукту. На стадії науково-дослідних робіт перевіряється патентна чистота проведених наукових досліджень і розробок, рівень дослідно-конструкторських робіт (ДКР) – (коефіцієнт прогресивності)
3. Стан розвитку виробництва	При проектуванні розширеного виробництва за рахунок освоєння нового продукту обґрунтовується збільшення виробничої потужності підприємства; проводиться навчання виробничого персоналу новим технологічним процесам, правилам роботи на новому обладнанні
4. Рівень потреби в інноваціях	Для реалізації інноваційного проекту необхідно, щоб маркетингові дослідження продуктового ринку на основі прогнозування потреби у виробничих інноваціях підтвердили його потреби та виявили конкретних майбутніх споживачів
5. Обсяг інвестицій	При виборі інноваційного проекту велике значення має правильна оцінка ефективності виробничих інновацій. На підприємствах новий інноваційний проект розглядається у сукупності з уже обґрунтованими інноваційними проектами, що мають свої джерела та обсяги фінансування. Зазвичай, підприємство направляє ресурси на розробку декількох інноваційних проектів, у цьому випадку поява невдач при розробці одного з проектів буде компенсована успіхом від реалізації інших
6. Рівень інноваційного ризику	При реалізації інноваційного проекту завжди виникає невизначеність, обумовлена несприятливими наслідками і ситуаціями. У цьому випадку аналіз таких наслідків (ризиків) дає можливість підприємству (організації) прийняти рішення про доцільність виконання робіт з інноваційного проекту, що оцінюється, і виробити заходи для захисту від можливих фінансових та інших видів витрат

Слід зазначити, що досконала оцінка інноваційного проекту містить аналіз усіх перерахованих вище основних елементів реалізації проекту.

На практиці головними умовами прийняття рішення про реалізацію інноваційного проекту є його собівартість і результативність. Найчастіше реалізація цих проектів вимагає значних капіталовкладень, найчастішим джерелом капіталовкладень є отримання кредиту [6].

Нами розроблено методичні підходи до оцінки ефективності інноваційних проектів за сумарною кількістю балів, нарахованих за такими критеріями ефективності (ЕФ):

I Стадія характеризується такими показниками як:

1. Загальна місткість інтелектуальної власності в інноваційному проекті:

$$M_{IB}=B/3, \quad (2)$$

де B – вартість отриманих прав на об'єкти інтелектуальної власності, у тому числі на патенти, на винаходи; патенти на промислові зразки та корисні моделі; свідоцтва на знаки товарів і послуг (товарні знаки), млн. грн;

3 – загальний обсяг витрат на виконання інноваційного проекту за звітний період, млн. грн.

2. Прості методи оцінки ефективності інвестицій (термін окупності проектів).

Це просто період часу, протягом якого вигоди від проекту будуть рівними затратам на проект. Період повернення грошей можна виразити наступним чином:

$$T_{ок} = \frac{K_0}{(ЧП + A)}, \quad (3)$$

$T_{ок}$ – період повернення коштів (років);

K_0 – загальна вартість проекту (грн);

$ЧП$ – чистий прибуток від проекту (грн/рік);

A – амортизаційні відрахування (грн/рік);

3. Методика дисконтування.

В більш складних методиках оцінки враховується, що:

1) рух коштів здійснюється на протязі всього періоду реалізації проекту;

2) кошти, які є зараз, мають більшу цінність, ніж та ж сама сума коштів в майбутньому і, чим довший період повернення коштів, тим меншу цінність вони мають.

Поняття «дисконтування» пов'язане з тимчасовою цінністю грошей і так званими відсотковими ставками. Дисконтування – процес, зворотний розрахунку складних відсотків і являє собою:

$$\sum K = \frac{K_t}{(1 + p)^t}; \quad (4)$$

Величина p – являє собою норму дисконту і дорівнює прийнятій для інвестора нормі доходу на капітал.

K_t – початкова сума інвестованого капіталу.

4. Чистий дисконтований прибуток (NPV). Метод, в якому враховується часова вартість коштів, представляє собою розрахунок чистої приведеної вартості (NPV). Якщо протягом розрахункового періоду не проходить інфляційних змін або розрахунок виконується у базових цінах, то чистий дисконтований прибуток (NPV) для постійної норми дисконту розраховується за формулою:

$$NVP = \sum_{t=0}^{t=t_1} (R_t - Z_t) \cdot \frac{1}{(1 + p)^t}, \quad (5)$$

R_t – прибуток – отриманий від реалізації енергозберігаючого заходу;

Z_t – витрати, що здійснюються на t -му кроці розрахунку.

Для того, щоб проект був привабливий для інвестора, його NPV має бути більша нуля. Якщо $NPV > 0$, то при даній нормі дисконтування проект вважається ефективним і може розглядатися питання про його прийняття.

II Стадія характеризується такими показниками:

1. Працевіткість проекту:

$$ЕФ_1 = Ч / З, \quad (6)$$

де $Ч$ – кількість працюючих, осіб;

$З$ – загальний обсяг витрат на виконання інноваційного проекту за звітний період (фонд заробітної плати всіх працівників) млн. грн.

2. Бюджетна ефективність інноваційного проекту:

$$ЕФ_2 = БЕП / З, \quad (7)$$

де БЕП – обсяг коштів, перерахованих до бюджету у млн. грн.;

$З$ – загальний обсяг витрат на виконання інноваційного проекту за звітний період, млн. грн.

3. Кількість видів створеної інноваційної продукції, технологічних процесів, товарів, послуг на одиницю витрат:

$$ЕФ_3 = V_{ин} / З_{заг}, \quad (8)$$

де $V_{ин}$ – кількість видів інноваційної продукції, створеної на відповідному етапі реалізації інноваційного проекту, шт.;

$З_{заг}$ – загальний обсяг витрат на виконання інноваційного проекту за звітний період, млн. грн.

III Стадія характеризується такими показниками:

1. Показник прибутковості інноваційного проекту:

$$ЕФ_4 = П / З, \quad (9)$$

де $П$ – сума отриманого прибутку, млн. грн.;

$З$ – загальний обсяг витрат на виконання інноваційного проекту за звітний період, млн. грн.

2. Показник рентабельності проекту:

$$ЕФ_5 = \Pi_q \cdot 100 / 3, \quad (10)$$

де Π_q – сума отриманого чистого прибутку, млн. грн.;

3 – загальний обсяг витрат на виконання інноваційного проекту за звітний період, млн. грн.

3. Рентабельність продажу інноваційної продукції:

$$ЕФ_6 = O \cdot 100 / 3, \quad (12)$$

де O – обсяг продукції у млн. грн.;

3 – загальний обсяг витрат на виконання інноваційного проекту за звітний період, млн. грн.

4. Сума доходів, отриманих від продажу прав інтелектуальної власності, створених за інноваційним проектом (патентів на винаходи, промислові зразки і корисні моделі, свідоцтв на знаки товарів і послуг (товарні знаки), ліцензій тощо):

$$ЕФ_7 = D_{IB} / 3, \quad (13)$$

де D_{IB} – сума доходів, отриманих від продажу прав інтелектуальної власності, створених за проектом, млн. грн.;

3 – загальний обсяг витрат на виконання інноваційного проекту за звітний період, млн. грн.

Після отримання даних по кожній стадії оцінювання ефективності інноваційних проектів, зводимо завдяки ваговим коефіцієнтам до єдиного показники ефективності ($ЕФ_{\text{інт}}$)

У випадку виконання усіх стадій плану ефективність інноваційного проекту ($ЕФ_{\text{інт}}$) дорівнюватиме 1, а при невиконанні одного з етапів – 0. Сумарна кількість балів (ефективність виконання проекту):

$$ЕФ_{\text{інт}} = (ЕФ_1 + ЕФ_3 + ЕФ_5) / (ЕФ_6 + ЕФ_7 + ЕФ_2 + ЕФ_4) \quad (14)$$

При $ЕФ_{\text{інт}} > 1$ виконання інноваційного проекту вважається ефективним.

Висновки. Отже, при відборі найбільш прийнятних інноваційних проектів необхідно використовувати більш ґрунтовні методи, що виключають можливість суб'єктивізму та помилкових суджень при проведенні оцінювання.

Розглянута методика і підходи дозволяють оцінювати ефективність інноваційних проектів, її застосування сприяє багатокритеріальному визначенню доцільності інвестиційної підтримки оцінюваних проектів і тим самим поліпшенню якості їх реалізації.

При обранні рішення про реалізацію того чи іншого проекту варто враховувати найбільш вагомі чинники впливу на проект (термін окупності і чистий дисконтований прибуток). Але немає ідеальної формули, методу чи підходу для визначення ефективності інноваційних проектів того чи іншого підприємства. Тільки в сукупності обраних факторів можна отримати відповідний результат і зробити правильні висновки, від чого і залежить рішення про реалізацію інноваційних проектів. Слід враховувати той фактор, що для кожного підприємства існують власні чинники впливу на інноваційний проект.

Список використаних джерел:

1. Рудь Н.Т. Оцінка ефективності технологічних інновацій / Н.Т. Рудь // Вісник Тернопільського національного економічного університету. – 2008. – Вип. 2. – С. 48–57.
2. Рудь Н.Т. Оцінка доцільності інвестицій в умовах ризику/ Н.Т. Рудь // Проблеми раціонального використання соціально-економічного та природно-ресурсного потенціалу регіону: фінансова політика та інвестиції. Серія «Підприємництво, інновації та маркетинг». – Луцьк: Надстир'я, 2002. – Вип. VIII. – №2. – С.79–97
3. Павлючок Ю.М. Ефективне управління інноваційними проектами/ Ю.М. Павлючок, О.О. Козлов // Менеджмент у Росії і за кордоном. – 2010. – №4. – С.71.
4. Мелкумов Я.С. Экономическая оценка эффективности инвестиций и финансирования инновационных проектов / Я.С. Мелкумов. – М.: ДКС, 2009. – С.160–161.
5. Майнова Т.В. Інноваційні проекти: оцінка інноваційних проектів / Т.В. Майнова // Інноваційна діяльність – 2010. – С.258–272.
6. <http://kno.rada.gov.ua/komosviti/doccatalog/document?id=48726> Інвестиції та інноваційний розвиток
7. Ганущак-Єфіменко Л.М. Модель формування портфеля інноваційних проектів підприємства / Л.М. Ганущак-Єфіменко // Київська національна академія управління. – №691. 2010. – С. 258–262.
8. Іврампов Е.Е. Розробка елементів концепції ефективного впровадження інноваційних проектів на підприємства / Е.Е. Іврампов // Формування ринкових відносин в Україні. – 2010. – №6. – С.109–116.
9. Филимонова Н.М., Морукова Н.В. Управління проектами як механізм підвищення ефективності планування і реалізації програм розвитку / Н.М. Филимонова, Н.В. Морукова // Інновації. – 2010. – №9. – С. 42–45.
10. Спатвінський М.А. Сучасні підходи до оцінювання інноваційних проектів / М.А. Спатвінський // Формування ринкових відносин в Україні. – 2010. – №1. – С. 104–121.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 620.179.16

П.П. Савчук, В.П. Кашицький, О.Л. Садова, Є.М. Кальба, М.В. Лучка*Луцький національний технічний університет***ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ ТРИБОТЕХНІЧНИХ ГРАФІТОПЛАСТІВ НАПОВНЕНИХ АРАМІДНИМИ ВОЛОКНАМИ**

Представлено результати оптимізації складу епоксикомпозитних матеріалів триботехнічного призначення наповнених порошками пластинчастого та кулястого графіту, а також дискретними арамідними волокнами. Визначено вплив вмісту та довжини дискретних арамідних волокон на механічні характеристики епоксикомпозитів. Досліджено вплив вмісту та форми графіту на адгезійну міцність графітопластів.

Ключові слова: епоксикомпозит, порошковий наповнювач, дискретні волокна, адгезійна міцність, механічні властивості.

П.П. Савчук, В.П. Кашицкий, О.Л. Садова, Е.Н. Кальба, М.В. Лучка**ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ГРАФИТОПЛАСТОВ НАПОЛНЕННЫХ АРАМИДНЫМИ ВОЛОКНАМИ**

Представлены результаты оптимизации состава эпоксикомпозитных материалов триботехнического назначения наполненных порошками пластинчатого и шаровидного графита, а также дискретными арамидными волокнами. Определено влияние содержания и длины дискретных арамидных волокон на механические характеристики эпоксикомпозитов. Исследовано влияние содержания и формы графита на адгезионную прочность графитопластов.

Ключевые слова: эпоксикомпозит, порошковый наполнитель, дискретные волокна, адгезионная прочность, механические свойства.

P. Savchuk, V. Kashytskyi, O. Sadova, Ye. Kalba, M. Luchka**OPTIMIZATION OF COMPOSITION OF THE TRIBOTECHNICAL GRAPHITE-REINFORCED PLASTICS FILLED WITH ARAMID FIBERS**

Presented of the results of optimization of composition of tribological epoxy composite materials filled by powders of a lamellar and spherical graphite and discrete aramid fibers. The influence of the content and length of discrete aramid fibers on the mechanical properties of epoxy composites has been determined. The influence of content and form of graphite on adhesive strength of graphite-reinforced plastics has been studied.

Keywords: epoxy composite material, powder filler, discrete fiber, adhesive strength, mechanical properties.

Вступ. Висока хімічна стійкість до впливу агресивних середовищ, висока адгезійна здатність, технологічність зумовлюють широке застосування епоксидних композитів у вигляді деталей вузлів тертя або покриттів для захисту металів і їх сплавів від корозії та спрацювання. Композити з епоксидною матрицею ефективно використовують для захисту технологічного устаткування від корозії та зношування деталей машин у багатьох галузях промисловості. Однак, експлуатація технологічного устаткування при жорстких умовах (робота механізмів в умовах високих навантажувально-швидкісних режимах тертя, знакозмінних навантажень і перепадів температур) зумовлює підвищення вимог до експлуатаційних характеристик епоксидних композитних матеріалів [1-2]. Тому створення нових композитів з поліпшеним комплексом експлуатаційних характеристик є одним з основних завдань сучасного трибоматеріалознавства.

Введення дрібнодисперсних порошоків графіту дозволяє підвищити триботехнічні характеристики епоксикомпозитів в широких межах та сприяє формуванню виробів, оскільки в технологічному аспекті порошкові наповнювачі забезпечують достатню рідкотекучість системи [3]. Високий асортимент порошкових наповнювачів викликає інтерес до варіювання та оптимізації форми частинок, що сприятиме підвищенню фізико-механічних характеристик графітопластів. Однак висока здатність системи до крихкого руйнування обмежує використання графітопластів, особливо в умовах наявності динамічних навантажень. В даному випадку перспективним є введення до складу епоксикомпозитної системи дискретних вуглецевих або арамідних волокон, які виконують роль перешкод на шляху поширення тріщин в склоподібній епоксиполімерній матриці [4-5]. Довжина волокон відіграє значну роль в процесі формування композитів, оскільки регулює в'язкість системи та визначає складність переробки композиції.

Мета роботи: дослідження впливу морфологічних характеристик порошкових та волокнистих наповнювачів на механічні властивості епоксикомпозитів триботехнічного призначення.

Матеріали і методи досліджень. В якості полімерної матриці вибрано епоксидну смолу марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), що являє собою рідкий реакційноздатний олігомерний продукт на основі дигліциділового ефіру дифенілолпропану. Епоксидно-діанові смоли характеризуються високою адгезією до металу, скла, кераміки, стійкістю в агресивних середовищах, високою твердістю та еластичністю. Для полімеризації епоксидних композицій використано твердник холодної дії поліетиленполіамін (ПЕПА) (ТУ 6-05-241-202-78), який має високу швидкість взаємодії первинних і вторинних аміногруп з епоксидними групами за кімнатної температури.

Границю міцності на стиск визначали за ГОСТ 4651-82. Зразки у формі циліндрів діаметром $10 \pm 0,5$ і висотою 15 мм піддавали стиску при рівномірному зростаючому зусиллі з швидкістю наближення рухомої плити 2 мм/хв.

Ударну міцність покриттів на сталевих пластинах розміром 60x200 мм визначали згідно методики [6], суть якої полягає у кількісному визначенні енергії удару, необхідної для наскрізного пошкодження захисних покриттів при падінні з певної висоти ударника з наконечником каліброваного розміру ($d=8$ мм). Для визначення міцності захисних покриттів при ударі застосовували прилад УТ-1 (ГОСТ 25812-83).

Формування дослідних зразків полягало в отриманні однорідної композиції, до складу якої входили необхідні компоненти, з механічним вимішуванням складових на кожному етапі для забезпечення високої однорідності системи.

Сформовану композицію наносили на підготовлену поверхню, попередньо оброблену абразивом для досягнення необхідної шорсткості і знежирену ацетоном. Тверднення епоксикомпозитів за нормальних умов тривало 24 год. Для уникнення високих залишкових напружень для зразків застосовано ступінчастий режим термічної обробки: 1 год за температури 50 °С, 1 год – 100 °С, 4 год – 120 °С.

Дослідження механічних характеристик графітопластів. Експериментально встановлено (рис. 1), що для епоксикомпозитних матеріалів, наповнених арамідними волокнами довжиною 4 мм в кількості 0,5 мас. ч. зафіксовано значне підвищення межі міцності при стисканні (80,2 МПа). Це пояснюється оптимальною довжиною волокнистого наповнювача, який компактно розміщується в об'ємі епоксидної матриці, що ускладнює деформацію зон епоксиполімеру на границі розділу фаз за умови високої адгезійної міцності.

Зі збільшенням вмісту арамідних волокон до 2,0 мас. ч. спостерігається різке зростання даної характеристики в 2,1...2,3 рази. Це можна пояснити формуванням додаткових фізико-хімічних зв'язків між функціональними групами епоксидної складової та арамідного волокна.

При збільшенні вмісту арамідних волокон до 2,5 мас. ч. спостерігається незначне підвищення межі міцності при стисканні на 4 % (волокна довжиною 2 мм та 4 мм) та різке – на 34% (волокна довжиною 6 мм), що пов'язано із насиченням системи армуючою фазою. Подальше збільшення вмісту волокна є недоцільним, оскільки виникає висока неоднорідність епоксикомпозитного матеріалу, яка пов'язана з підвищенням в'язкості композиції.

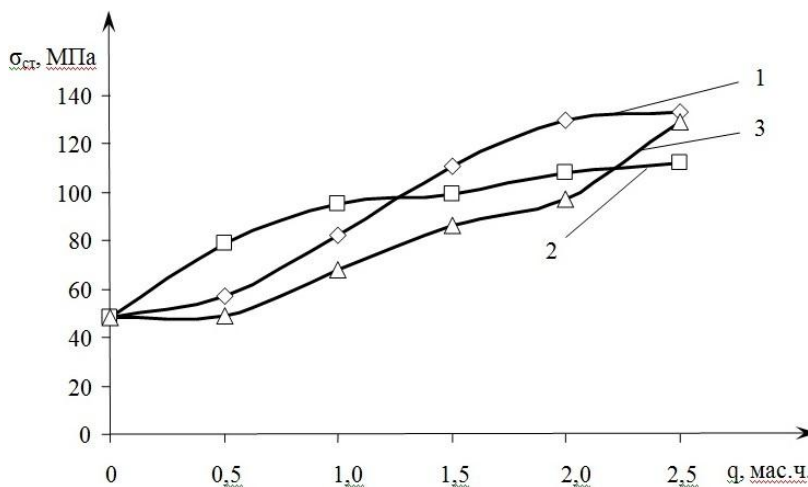


Рис. 1. Залежність межі міцності при стисканні епоксикомпозитів від вмісту та довжини арамідного волокна: 1 – 2 мм, 2 – 4 мм, 3 – 6 мм

В результаті експериментальних досліджень встановлено (рис. 2), що зростання межі міцності при стисканні епоксикомпозитів на 52 % при введенні порошкового графітового

наповнювача кулястої форми в кількості 4 мас. ч. можна пояснити збільшенням площі взаємодії частинок із полімерною матрицею за рахунок утворення додаткових зв'язків та рівномірним його розподіленням. Порівняно з порошком графіту пластинчастої форми значного підвищення даної характеристики не відбулось через формування системи з підвищеною кількістю концентраторів напружень у вигляді пластин графіту. У випадку подальшого підвищення вмісту порошку графіту кулястої форми до 12 мас.ч. спостерігається зниження межі міцності при стисканні, що зумовлено підвищенням крихкості матеріалів за рахунок утворення конгломератів частинок та зниженням їх змочуваності. У випадку наповнення системи порошком пластинчастого графіту відбувається підвищення даної характеристики на 38 % у зв'язку з руйнуванням пластинок графіту під час змішування композиції. В результаті утворюються дрібніші фракції частинок, форма яких трансформується в кулясту. Введення дискретних волокон до складу графітопластів забезпечує рівномірне підвищення міцності композитів через наявність додаткової армуючої фази.

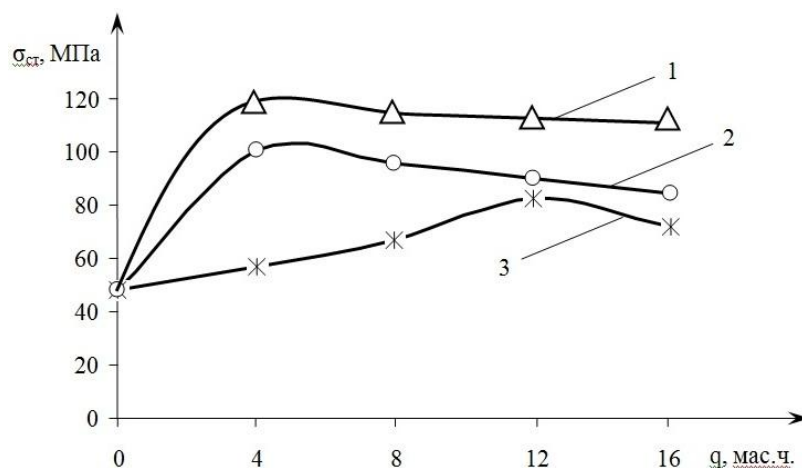


Рис. 2. Залежність межі міцності при стисканні графітопластів від вмісту та форми порошку графіту: 1 – арамідне волокно (1,5 мас.ч.) + кулястий графіт; 2 – кулястий графіт; 3 – пластинчастий графіт

Найкращі результати ударної міцності ($A=13,8$ Дж) отримано для графітопластів (рис. 3), наповнених порошком сферичного графіту в кількості 12 мас.ч., порівняно із композитами, що містять пластинчастий графіт. Це можна пояснити утворенням системи з меншою кількістю концентраторів напружень за рахунок вищої дисперсності сферичного порошку та однорідного розміщення наповнювача в матриці, а також зниженням внутрішніх напружень в епоксикомпозиті. Введення порошку пластинчастого графіту призводить до плавного зниження ударної міцності на 36 % за вмісту порошку 16 мас.ч., оскільки дана форма наповнювача сприяє поширенню тріщин в ізотропному середовищі.

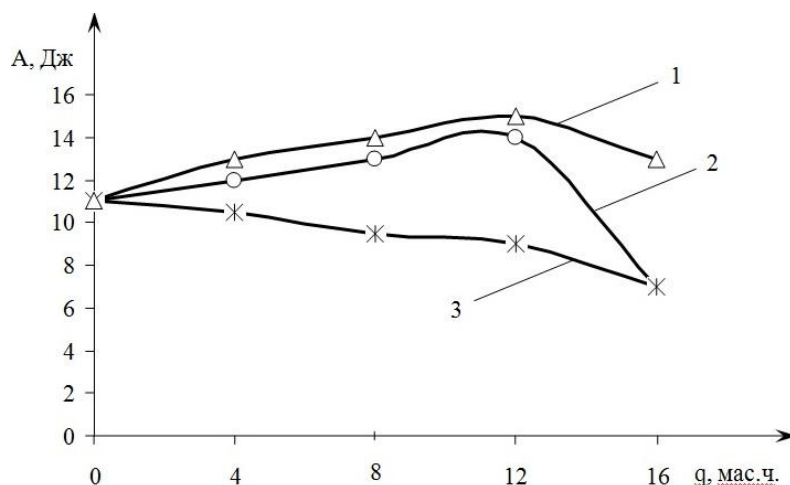


Рис. 3. Залежність ударної міцності графітопластів від вмісту та форми порошку графіту: 1 – арамідне волокно (1,5 мас.ч.) + кулястий графіт; 2 – кулястий графіт; 3 – пластинчастий графіт

Введення арамідного волокна до складу графітопластів не забезпечує суттєвого підвищення стійкості до динамічних навантажень, однак сприяє підвищенню межі міцності при стисканні, що є важливим моментом в процесі формування композитів триботехнічного призначення.

Висновок. Експериментально встановлено, що оптимальна довжина арамідних волокон становить 4 мм, оскільки відбувається стабілізація механічних характеристик. Короткі волокна не забезпечують значного підвищення міцності, а довгі волокна ускладнюють технологічний процес формування епоксикомпозитів. Оптимальний вміст волокон складає 1,5 мас.ч., за якого межа міцності зростає на 48 %, оскільки дана кількість забезпечує рівномірний розподіл дискретних волокон в об'ємі матриці.

Введення порошку графіту кулястої форми в кількості 8 мас.ч. забезпечує підвищення межі міцності при стискуванні на 47 % та ударної міцності на 18 %, що пов'язано з формуванням оптимальної структурної сітки епоксидного полімеру з рівномірним розподілом дисперсного наповнювача.

Список використаних джерел:

1. Материаловедение – основа развития современной триботехники / В.Ф. Лабунець, Л.С. Братица, Т.С. Климова, Н.А. Медведева; гол. ред. М.В. Кіндрачук // Проблемы тертя та зношування: наук.-техн. зб. – 2010. – № 53. – С. 34-41.
2. Косторнов А.Г. Триботехническое материаловедение: монографія / А.Г. Костронов. Изд-во "Ноулидж", 2012. – 696 с.
3. Букетов А.В., Стухляк П.Д., Кальба Є.М. Фізико-хімічні процеси при формуванні епоксикомпозитних матеріалів. Тернопіль: Збруч, 2005.
4. Садова О.Л. Технологічні аспекти формування композиційних матеріалів триботехнічного призначення з високими механічними характеристиками / О.Л. Садова, В.П. Кашицький, П.П. Савчук // Сучасні інформаційні та інноваційні технології на транспорті: Збірка матеріалів V міжнародної науково-практичної конференції, 28-30 травня 2013 р. – У 2-х тт. – Т.2. – Херсон: Херсонська державна морська академія, 2013. – С. 146-147.
5. Триботехнические характеристики полимерных композитов, армированных волокнистыми структурами / А.И. Юга, Т.В. Грудина, В.М. Волкогон [и др.] // Порошковая металлургия. – 2004. – №9-10. – С. 32-37.
6. Система антикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу захисні покриття. Методи випробування покриттів в лабораторних умовах. ВБН В.2.3-00018201.01.02.01-96. – Київ: Державний комітет нафтової, газової та нафтопереробної промисловості України, 1996.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 621.7.02.(043.3)

В.А. Сичук, О.В. Заболотний

АНАЛІТИЧНЕ ОБҐРУНТУВАННЯ МОЖЛИВОСТІ АБРАЗИВОСТРУМЕНЕВОГО ОБРОБЛЕННЯ ПОВЕРХОНЬ КОРПУСНИХ ДЕТАЛЕЙ

В роботі проведено аналітичне обґрунтування застосування абразивоструменевого оброблення з досягненням заданої точності поверхневого шару деталі ливарного виробництва. Побудовано поверхні відгуку, що відображають зміни таких параметрів, як розмір фракції абразивного матеріалу, тиску основного потоку суміші повітря з абразивом, що поступає в сопло та тривалості оброблення. Оперуючи даними величинами можна прогнозувати якість обробленої поверхні.

Ключові слова: шорсткість, абразивоструменеве оброблення, обробна поверхня.

В.А. Сычук, О.В. Заболотный

АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ АБРАЗИВОСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОРПУСНЫХ ДЕТАЛЕЙ

В работе проведено аналитическое обоснование применения абразивоструйной обработки с достижением заданной точности поверхностного слоя детали литейного производства. Построены поверхности отклика, отражающие изменения таких параметров, как размер фракции абразивного материала, давления основного потока смеси воздуха с абразивом, поступающего в сопло и продолжительности обработки. Оперирова данными величинами можно прогнозировать качество обработанной поверхности.

Ключевые слова: шероховатость, абразивоструйная обработка, обрабатываемая поверхность.

V. Sychuk, O. Zabolotnyi

ANALYTICAL GROUND OF CAPABILITIES FOR ABRASIVE BLASTING PROCESSING OF CASE DETAILS' SURFACES

In this work it was shown analytical ground of applying abrasive blasting processing with obtaining of specified surface layer accuracy. It was built surfaces of response, reflecting the changing parameters such as a size of fractions of abrasive material, a pressure of main flow of air and abrasive mixture which enter the nozzle and duration of treatment. Operating these data values we can predict the quality of the processed surface.

Keywords: roughness, abrasive jet processing, processed surface.

Підвищення ефективності оброблення деталей з забезпеченням заданих характеристик є надзвичайно важливою задачею машинобудівних підприємств. Вирішення та дослідження даного питання значно підвищить продуктивність оброблення, знизить собівартість виготовлення деталей, сприятиме науковому розвитку в даній галузі народного господарства.

Оброблення корпусних деталей ливарного виробництва на даний час не повністю відповідає вимогам сучасних машинобудівних підприємств, які зазвичай використовують класичні методи оброблення, а саме дробоструменеве оброблення, що в свою чергу в теперішніх ринкових умовах не є продуктивними та економічно вигідними. Авторами статті запропоновано застосувати абразивоструменеве оброблення, як сучасний, прогресивний метод оброблення, який стає все актуальнішим в технологічних процесах оброблення різноманітних деталей.

В даній статті наведено аналітичне обґрунтування застосування абразивоструменевого оброблення взамін дробоструменевого. За основу корпусної деталі було обрано внутрішню поверхню водолічильника КВБ-10 (рис. 1). Шорсткість вищезгаданої поверхні водолічильника не повинна бути меншою за Ra10 мкм. Базовим методом дана поверхня оброблялася дрібноструменевим обробленням.

Абразивоструменева обробка внутрішньої поверхні проводиться збірним соплом нової конструкції [1, 2, 5, 6]. Тиск повітря основного потоку з абразивом береться в межах від 5 до 7 атм, час обробки від 5 до 15 секунд, середній розмір абразивних частинок береться в межах від 0,15 до 0,26 мм.

Залежність параметра шорсткості Ra від дослідних факторів: тиску повітря основного потоку P , середнього розміру фракції абразивних частинок $d_{абраз}$, часу абразивоструменевого оброблення поверхні деталі t буде мати вигляд:

$$Ra = C_R \cdot P^{\alpha_1} \cdot d_{абраз}^{\alpha_2} \cdot t^{\alpha_3}, \quad (1)$$

де $P, d_{абраз}, t$ – змінні фактори, відповідно, тиск повітря потоку, розмір фракції абразиву та час абразивоструменевого оброблення;

C_R – коефіцієнт, що враховує сумарний вплив неврахованих в рівнянні (1) факторів;
 $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ – показники степенів при змінних факторах.



Рис. 1. Загальний вигляд водолічильника КВБ-10.

Задача експерименту є встановлення значень коефіцієнта C_R і показників степенів $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ при змінних факторах $P, d_{абраз}, t$.

Для цього рівняння (1) шляхом логарифмування варто привести в більш простий вигляд рівняння лінійної регресії, яке для 3-факторного експерименту матиме вигляд:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3, \quad (2)$$

де $y = \lg Ra$ – логарифмічне відображення параметру Ra (відклик моделі);

x_1, x_2, x_3 – зміні фактори в закодованому вигляді, що відповідають параметрам $P, d_{абраз}, t$ відповідно;

b_0, b_1, b_2, b_3 – коефіцієнти регресії при змінних факторах, що являються оцінкою їх важливості;

$b_{12}, b_{13}, b_{23}, b_{123}$ – коефіцієнти регресії, що враховують важливість взаємного впливу змінних факторів на дослідний процес.

Кодування змінних факторів x_1, x_2, x_3 в рівнянні регресії (2) здійснюється наступними залежностями:

$$\left. \begin{aligned} x_1 &= \frac{2(\lg P - \lg P_{\max})}{\lg P_{\max} - \lg P_{\min}} + 1; \\ x_2 &= \frac{2(\lg d_{абраз} - \lg d_{абраз\max})}{\lg d_{абраз\max} - \lg d_{абраз\min}} + 1; \\ x_3 &= \frac{2(\lg t - \lg t_{\max})}{\lg t_{\max} - \lg t_{\min}} + 1, \end{aligned} \right\}, \quad (3)$$

де $P_{\max}, d_{абраз\max}, t_{\max}$ відповідають максимальним їх значенням, а $P_{\min}, d_{абраз\min}, t_{\min}$ – мінімальним значенням змінних факторів при проведенні дослідів в граничних точках області експериментування.

Після знаходження коефіцієнтів регресії $b_0, b_1, b_2, b_3, b_{12}, b_{13}, b_{23}, b_{123}$ в рівнянні (2) здійснюємо оцінку їх важливості з виключенням з уваги незначних коефіцієнтів. Далі здійснюємо декодування за залежностями (3) змінних факторів x_1, x_2, x_3 з реальним їх виглядом як $P, d_{абраз}, t$ відповідно. Перетворене рівняння регресії (2), в якому значення відклику y представляє логарифмічний вигляд параметру Ra , почленно потенціюємо і в результаті отримаємо степеневу залежність параметру шорсткості Ra від дослідних факторів у вигляді виразу (1).

Адекватність отриманої залежності дослідному процесу оцінюємо за F – критерієм Фішера [3], розрахункове значення якого повинно бути більше його табличного значення для прийнятих умов експерименту.

Отже необхідно виконати наступні дії:

1. Спланувати експеримент, провести дослід і отримати математичну модель залежності параметру шорсткості поверхні Ra від дослідних факторів: тиску повітря основного потоку, розміру фракції абразивних частинок, часу абразивоструменевого оброблення поверхні деталі у вигляді степеневі залежності (1).

2. На основі отриманої математичної моделі розрахувати і побудувати поверхні відгуку, що є геометричним місцем точок значень параметрів режиму $P, d_{абраз}, t$, що відповідають за загальним впливом одному конкретно заданому рівню параметру Ra шорсткості поверхні, тобто що є номограмами для вибору параметрів режиму при абразивоструменевому обробленні.

Прийmemo наступні граничні режими абразивоструменевого оброблення:

- тиск повітря основного потоку $P = (7...5) \text{ кгс/см}^2$;
- середній розмір фракції абразивних частинок $d_{абраз} = (0,15...0,26) \text{ мм}$;
- час абразивоструменевого оброблення поверхні деталі $t = (5...15) \text{ с}$.

Представимо простір прийнятої області експериментування на рис. 1 у вигляді куба, побудованого на координатних осях змінних факторів $P, d_{абраз}, t$.

Згідно методики проведення експерименту [3] необхідно перенести початок координат в центр куба (на рис. 2 точка 0), далі присвоюємо новим осям значення X_1, X_2, X_3 , що відповідають напрямкам векторів $P, d_{абраз}, t$ відповідно. Точка "0" нової системи координат повинна відповідати основному "нуль"-рівню. Тоді максимальне значення змінних факторів $P, d_{абраз}, t$ закодованих як X_1, X_2, X_3 , будуть в новій системі координат приймати значення як "+1" або "+", а мінімальні значення як "-1" або "-". Точки вершини куба 1 ... 8, що представляють максимально-мінімальні значення змінних факторів, є граничними точками області експериментування в дослідному просторі.

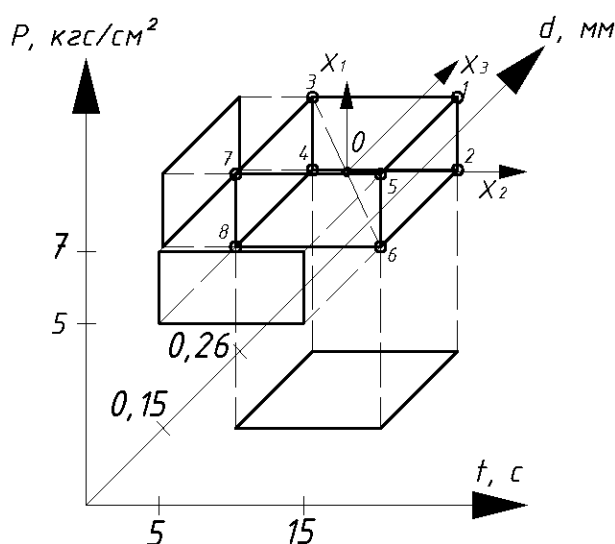


Рис. 2. Графічна інтерпретація факторного простору з граничними точками (1...8) області експериментування.

Зведемо в таблицю 1 числові значення рівнів варіювання і коди змінних факторів.

Згідно методики проведення повного факторного експерименту з трьома змінними факторами на двох рівнях (max-min) проведемо 8 дослідів згідно формули $N = 2^3$ за [3]. Кожен дослід повинен відповідати граничній точці (1 ... 8 на рис. 2) експерименту.

Таблиця 1.

Рівні варіювання і схема кодових позначень змінних факторів

Рівень варіювання	Тиск повітря основного потоку		Час абразивоструменевого оброблення		Фракційний розмір абразиву $\times 10^{-2}$	
	P , кгс/см ²	x_1	t , с	x_2	$d_{абраз}$, мм	x_3
Верхній	7	+1	15	+1	26	+1
Основний	6	0	10	0	21	0
Нижній	5	-1	5	-1	15	-1

Побудуємо таблицю 2, в якій приведемо матрицю плану проведення експерименту, в якій рядки (1...8) відповідають проведенням дослідів, а стовпчики X_j – факторам незалежного і взаємного їх за структурою рівняння (2) впливу. Знаку (+) відповідають максимальне значення фактора в експерименті, знаку (-) – мінімальне значення. Таблиця 2 містить в собі розрахунки які розглядаються далі.

З метою підтвердження достовірності отриманого результату варто проводити не менше $k = 3$ паралельних дослідів з заміром кожного разу параметра Ra_{ik} шорсткості поверхні і розраховувати його середньоарифметичного значення, тобто $\overline{Ra_i} = \frac{1}{k} \sum_{k=1}^3 Ra_{ik}$.

Враховуючи побудову регресивного рівняння (2) в логарифмічних координатах, отриманих експериментальним шляхом значення параметра шорсткості Ra_{ik} варто представити як логарифм їх значень з символом Y_{ik} , а середньоарифметичне $\overline{Y_i}$.

Оцінка відтворюваності паралельних дослідів в логарифмічному виразі здійснюється за G-критерієм Кохерна [3], згідно якому гіпотеза відтворюваності дослідів приймається, якщо розрахункове значення G_p -критерія буде менше його табличного значення, тобто:

$$G_p \leq G_T(p, N, f_i), \quad (4)$$

де p – рівень довіри до ймовірності, яка приймається в експерименті;

N – загальна кількість незалежних дисперсій, тобто дослідів;

f_i – число степенів вільності кожної з дисперсій.

Прийняті в експерименті умови: $p = 0,95$; $N = 8$; $f_i = k - 1 = 3 - 1 = 2$.

даних умов табличне значення Кохерна з додатка 1 [4] буде:

$$G_T(0,95;8;2) = 0,5157.$$

Розрахуємо значення G_p -критерія Кохерна за формулою [3]:

$$G_p = S_{i\max}^2 / \sum_{i=1}^N S_i^2, \quad (5)$$

де S_i^2 – дисперсія відтворюваності i -го незалежного дослідження;

$S_{i\max}^2$ – максимальне значення дисперсії відтворюваності з усіх дослідів.

Дисперсія відтворюваності за кожним дослідом визначається як:

$$S_i^2 = \frac{1}{k-1} \sum_{k=1}^k (y_{ik} - \overline{y_i})^2, \quad (6)$$

де $k = 3$ – число паралельних дослідів.

Зведемо в таблицю 3 отримані шорсткості та усі розрахунки за вище наведеними формулами. Розрахунок проводився в програмному забезпеченні Excel.

Таблиця 2.

Матриця плану, результати експерименту і їх математична обробка

№ дос- ліду	Матриця плану $N = 2^3$								$\overline{Ra_i}$	$\overline{y_i}$	$\overline{y_i}$	$(\overline{y} - \overline{y_i})^2 \times 10^{-4}$	$S_i^2 \times 10^{-4}$		
	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$							
1	+	+	+	+	+	+	+	+	6.6	0.8213	0.7912	9.0601	5.26		
2	+	-	+	+	-	-	+	-	7.1	0.8509	0.9054	29.7025	4.37		
3	+	+	-	+	-	+	-	-	14.3	1.1562	1.1268	8.6436	1.57		
4	+	-	-	+	+	-	+	+	9.1	0.9589	1.0126	28.8369	1.57		
5	+	+	+	-	+	-	-	-	8.6	0.9359	0.9126	5.4289	3.11		
6	+	-	+	-	-	+	-	+	10.7	1.0278	1.0268	0.01	2.93		
7	+	+	-	-	-	-	+	+	10.7	1.0293	1.0054	5.7121	0.66		
8	+	-	-	+	+	+	-	-	7.8	0.8916	0.8912	0.0016	6.41		
$\sum_{N=1}^8$	7.6719	0.2135	-0.4001	-0.0973	-0.4565	0.1219	-0.4857	0.0027	Рівняння регресії при $\Delta b_j = \pm 0,03816$					87.3957	25.87
$\frac{1}{N} \sum_{N=1}^8$	b_0	b_1	b_2	b_3	b_{12}	b_{13}	b_{23}	b_{123}	$y = 0.959 - 0.05x_2 - 0.0571x_1x_2 - 0.0607x_2x_3$					S_{ad}^2	$S_{\overline{y_i}}^2$
	0.959	0.0267	-0.05	-0.0122	-0.0571	0.0152	-0.0607	0.00034						21.8489 · 10 ⁻⁴	25.87 · 10 ⁻⁴

Таблиця 3.

Результати досліджень шорсткості поверхонь і оцінка їх відтворюваності в дослідях

№	Параметр Ra_{ik} , мкм				Логарифм параметру шорсткості Ra_{ik}				Дисперсія відтворюваності
	Ra_{i1}	Ra_{i2}	Ra_{i3}	$\overline{Ra_i}$	y_{i1}	y_{i2}	y_{i3}	$\overline{y_i}$	$S_i^2 \cdot 10^{-4}$
1	6.6	7	6.3	6.6	0.8195	0.8451	0.7993	0.8213	5.26
2	6.9	6.9	7.5	7.1	0.8388	0.8388	0.8751	0.8509	4.37
3	14	14.8	14.2	14.3	1.1461	1.1703	1.1523	1.1562	1.57
4	8.9	9.4	9	9.1	0.9494	0.9731	0.9542	0.9589	1.57
5	9	8.6	8.3	8.6	0.9542	0.9345	0.9191	0.9359	3.11
6	11	10.8	10.2	10.7	1.0414	1.0334	1.0086	1.0278	2.93
7	10.5	10.9	10.7	10.7	1.0212	1.0374	1.0294	1.0293	0.66
8	8.3	7.7	7.4	7.8	0.9191	0.8865	0.8692	0.8916	6.41
Сума дисперсій $\sum_{i=1}^8 S_i^2$									25.87

З таблиці 3 слідує, що максимальне значення дисперсії складає $S_{i\max}^2 = 6.41 \cdot 10^{-4}$ (дослід № 8), а сума дисперсій $\sum_{i=1}^8 S_i^2 = 25.87$.

Тоді розрахункове значення G_p -критерія Кохерна складає:

$$G_p = \frac{6.41 \cdot 10^{-4}}{25.87 \cdot 10^{-4}} = 0.2478,$$

Отже $0.2478 < 0.5157$, тобто у нашому випадку забезпечується умова $G_p \leq G_T$.

Отже, гіпотеза відтворюваності дослідів в проведеному експерименті приймається і отримані результати можна використовувати для подальших розрахунків параметрів моделі.

Розрахунок коефіцієнтів регресії $b_0, b_1, b_2, b_3, b_{12}, b_{13}, b_{23}, b_{123}$ в рівнянні (2) здійснюється шляхом додавання за стовпчиками матриці експериментально отриманих значень y_i з врахуванням знаку (± 1) при змінних x_{ji} відповідного стовпчика за наступними залежностями:

$$\left. \begin{aligned} b_0 &= \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N y_i; \\ b_j &= \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_{ji} y_i, \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

де $N = 8$ – число незалежних дослідів експерименту.

Наведемо приклад розрахунку коефіцієнта b_0 :

$$b_0 = \frac{1}{8} (0.8213 + 0.8509 + 1.1562 + 0.9589 + 0.9359 + 1.0278 + 1.0293 + 0.8916) = \frac{7.6721}{8} = 0.959$$

Зведемо результати в таблицю 2.

Оцінимо значимість коефіцієнтів регресії за допомогою t -критерію Ст'юдента. Коефіцієнт регресії b_j , статично значимий, якщо виконується умова [3]:

$$b_j \geq \pm t_{T(p, f_y)} S_{b_j}, \quad (8)$$

де $t_{T(p, f_y)}$ – табличне значення критерію Ст'юдента;

S_{b_j} – середньоквадратичне відхилення коефіцієнтів регресії.

При рівні довіри ймовірності $p = 0,95$ і числу ступенів вільності дисперсії адекватності $f_y = N(k-1) = 8(3-1) = 16$ табличне значення критерію Ст'юдента складе за додатком 2 [4]

$$t_{T(p, f_y)} = 2,12.$$

Середньоквадратичне відхилення коефіцієнтів регресії визначимо з підкореневого виразу:

$$S_{b_j} = \sqrt{\frac{S_{y_i}^2}{N}}, \quad (9)$$

де $S_{y_i}^2$ – оцінка середнього значення дисперсії відтворюваності дослідів, тобто:

$$S_{y_i}^2 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N S_i^2, \quad (10)$$

де S_i^2 – дисперсія відтворюваності паралельних дослідів.

Отже, середнє значення дисперсії відтворюваності паралельних дослідів в експерименті склало:

$$S_{y_i}^2 = \frac{1}{8} (5.26 + 4.37 + 1.57 + 1.57 + 3.11 + 2.93 + 0.66 + 6.41) \times 10^{-4} = 25.87 \cdot 10^{-4}.$$

Середньоквадратичне відхилення коефіцієнтів регресії в нашому випадку буде:

$$S_{b_j} = \sqrt{\frac{25.87 \cdot 10^{-4}}{8}} = 1.8 \cdot 10^{-2}.$$

Статично значимі коефіцієнти регресії повинні задовольняти вимозі:

$$b_j \geq \pm 2.12 \cdot 1.8 \cdot 10^{-2} = \pm 0.03816.$$

Аналізуючи дані в таблиці 2, даному значенню інтервалу задовольняють 4 коефіцієнти:

$$b_0 = 0.959; \quad b_2 = -0.05; \quad b_{12} = -0.0571; \quad b_{23} = -0.0607.$$

Вплив інших коефіцієнтів: b_1 , b_3 , b_{13} , b_{123} , а відповідно, і взаємний вплив факторів X_1 , X_3 , X_1X_3 , $X_1X_2X_3$ на шорсткість поверхні при абразивоструменевому обробленні деталей ливарного виробництва є незначним і виключаються з рівняння регресії (2).

З врахуванням оцінки значимості коефіцієнтів рівняння регресії (2) набуде вигляду:

$$y = b_0 + b_2x_2 + b_{12}x_1x_2 + b_{23}x_2x_3,$$

Звідси,

$$y = 0.959 - 0.05x_2 - 0.0571x_1x_2 - 0.0607x_2x_3. \quad (11)$$

Перевірка адекватності отриманої залежності (11) експериментально отриманими даними про шорсткість поверхні при абразивоструменевому обробленню деталей ливарного виробництва здійснюється за F -критерієм Фішера, розрахункове значення якого повинно бути більше або рівне його табличного значення при прийнятих умовах експерименту, тобто:

$$F_p \geq F_T(p; f_{ad}; f_y), \quad (12)$$

Згідно прийнятих в експерименті відомих $p = 0.95$, $f_y = 16$ і новій умові - числу степенів вільності дисперсії адекватності, що визначається, як $f_{ad} = N - (k + 1) = 8 - (3 + 1) = 4$, табличне значення критерію Фішера складає $F_{T(0.95;4;16)} = 3.01$ за додатком 3 [4].

Розрахункове значення критерію Фішера визначається з порівняння оцінок дисперсії [3]:

$$F_p = \frac{S_{ad}^2}{S_y^2}, \quad (13)$$

де S_{ad}^2 – дисперсія адекватності;

S_y^2 – середнє значення дисперсії відтворюваності дослідів.

Дисперсію адекватності розрахуємо за формулою:

$$S_{ad}^2 = \frac{1}{f_{ad}} \sum_{i=1}^N (\bar{y}_i - \hat{y}_i)^2, \quad (14)$$

де $\bar{y}_i$ – експериментально отримане середньоарифметичне значення параметра шорсткості поверхні в i -му незалежному досліді;

$\hat{y}_i$ – розраховане за рівнянням (11) значення параметра шорсткості в цьому досліді;

$f_{ad} = N - (k + 1)$ – число степенів вільності дисперсії адекватності.

Розрахункові значення відкликів моделі $\hat{y}_i$ визначаються сумуванням в рядках всіх визначальних коефіцієнтів b_j з врахуванням знаку (± 1) при змінних факторах X_{ji} , що обумовлюють режим проведення дослідів.

Результати розрахунку відкликів $\hat{y}_i$ і їх нев'язок з експериментальними даними $(\bar{y}_i - \hat{y}_i)$ наведемо в таблицю 4.

Таблиця 4.

Розрахункові значення відкликів моделі і їх нев'язок з експериментальними даними

№ дос- ліду	Перетворені коефіцієнти $b_{ij}x_j$				Розрахункове значення відклику $\hat{y}_i$	Експериментальне значення $\bar{y}_i$	Нев'язка дослідів $(\bar{y}_i - \hat{y}_i)^2 \times 10^{-4}$
	b_0	b_2x_2	$b_{12}x_1x_2$	$b_{23}x_2x_3$			
1	0.959	-0.05	-0.0571	-0.0607	0.7912	0.8213	9.0601
2	0.959	-0.05	0.0571	-0.0607	0.9054	0.8509	29.7025
3	0.959	0.05	0.0571	0.0607	1.1268	1.1562	8.6436
4	0.959	0.05	-0.0571	0.0607	1.0126	0.9589	28.8369
5	0.959	-0.05	-0.0571	0.0607	0.9126	0.9359	5.4289
6	0.959	-0.05	0.0571	0.0607	1.0268	1.0278	0.01
7	0.959	0.05	0.0571	-0.0607	1.0054	1.0293	5.7121
8	0.959	0.05	-0.0571	-0.0607	0.8912	0.8916	0.0016
Сума нев'язок $\sum_{i=1}^8 (\bar{y}_i - \hat{y}_i)^2$							87.3957

Дисперсія адекватності математичної моделі буде:

$$S_{ad}^2 = \frac{87.3957 \cdot 10^{-4}}{4} = 21.8489 \cdot 10^{-4},$$

Розрахункове значення F -критерію Фішера в нашому випадку буде:

$$F_p = \frac{21.8489 \cdot 10^{-4}}{25.87 \cdot 10^{-4}} = 0.8446, \quad (13)$$

Дана умова задовольняє вимогам оскільки $F_p \leq 1$, і може бути основою для прийняття моделі (11) в якості робочої при описі залежності параметру шорсткості R_a при абразивоструменевому обробленні деталей ливарного виробництва в дослідному факторному просторі.

Значення змінних факторів x_1, x_2, x_3 в рівнянні (11) знаходиться в закодованому вигляді.

Підставимо в вираз (3) для x_1, x_2, x_3 максимальне і мінімальне значення відповідних їм параметрів $P, d_{абраз}, t$ (згідно таблиці 1), отримаємо наступні вирази для x_1, x_2, x_3 в декодованому вигляді:

$$\left. \begin{aligned} x_1 &= \frac{2(\lg P - \lg 7)}{\lg 7 - \lg 5} + 1; \\ x_2 &= \frac{2(\lg d_{абраз} - \lg 26)}{\lg 26 - \lg 15} + 1; \\ x_3 &= \frac{2(\lg t - \lg 15)}{\lg 15 - \lg 5} + 1, \end{aligned} \right\},$$

Після перетворення (15) отримаємо:

$$\left. \begin{aligned} x_1 &= 13.69 \lg P - 10.57; \\ x_2 &= 8.37 \lg d_{абраз} - 10.84; \\ x_3 &= 4.19 \lg t - 3.93, \end{aligned} \right\}, \quad (15)$$

Підставимо отримані значення x_1, x_2, x_3 в (11), отримаємо:

$$y = 0.959 - 0.05 \cdot (8.37 \lg d_{\text{абраз}} - 10.84) - 0.0571 \times (13.69 \lg P - 10.57) \times \\ (8.37 \lg d_{\text{абраз}} - 10.84) - 0.0607 \times (8.37 \lg d_{\text{абраз}} - 10.84) \cdot (4.19 \lg t - 3.93)'$$

Провівши перетворення даного рівняння отримаємо:

$$y = -7.6274 + 8.4736 \lg P + 2.7566 \lg t + \\ + 6.6299 \lg d_{\text{абраз}} (1 - 0.9868 \lg P - 0.321 \lg t)'$$
(16)

де $y = \lg Ra$ – логарифмічний вираз параметру Ra шорсткості поверхні.

Після потенціювання рівняння (16) отримаємо залежність параметру Ra шорсткості поверхні при абразивоструменевому обробленні деталей ливарного виробництва у вигляді степеневі функції:

$$Ra = 2.358 \cdot 10^{-8} \cdot d_{\text{абраз}}^{6.6299(1-0.9868 \lg P - 0.321 \lg t)} \cdot P^{8.4736} \cdot t^{2.7566},$$
(17)

де $d_{\text{абраз}}$ – розмір фракції абразиву;

P – тиск повітря основного потоку;

t – час абразивоструменевого оброблення.

За виведеною формулою побудовано поверхні відгуку, які зображено на рис. 3. та рис. 4.

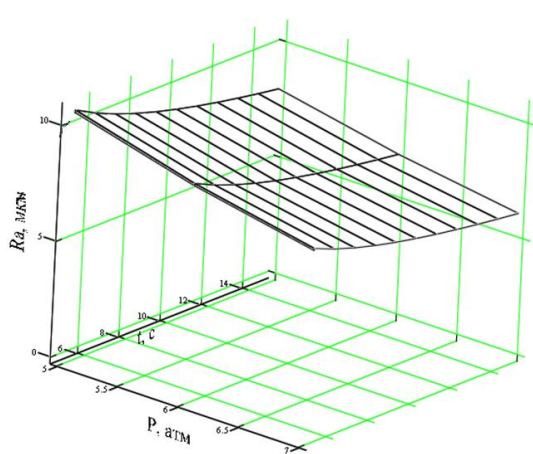


Рис. 3. Поверхня відгуку при абразивоструменевому обробленні абразивом з середнім розміром фракційного складу $d_{\text{абраз}} = 0,26 \text{ мм}$

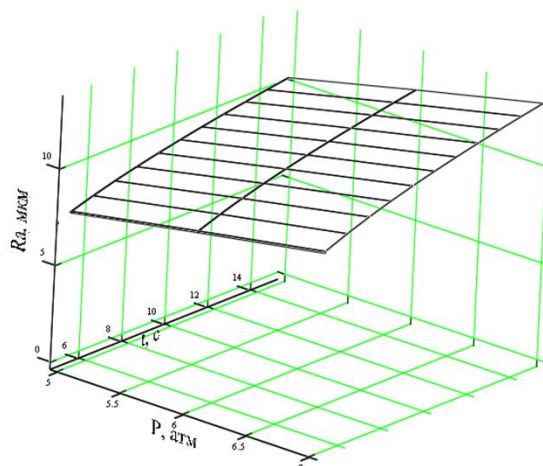


Рис. 4. Поверхня відгуку при абразивоструменевому обробленні абразивом з середнім розміром фракційного складу $d_{\text{абраз}} = 0,15 \text{ мм}$

Виконаємо перевірку математичної за основним максимальним рівнем факторів, тобто:

- $d_{\text{абраз}} = 26 \times 10^{-2} \text{ мм}$;

- $P = 7 \text{ кгс/см}^2$;

- $t = 15 \text{ с}$.

Підставимо в (17) :

$$Ra = 2.358 \cdot 10^{-8} \cdot 26^{6.6299(1-0.9868 \lg 7 - 0.321 \lg 15)} \times 7^{8.4736} \cdot 15^{2.7566} \approx 6.3 \text{ мкм}$$

Експериментальне значення було $\overline{Ra}_{\text{max}} = 6.6 \text{ мкм}$.

Отже, відносна похибка результатів розрахункового значення та експериментального складає $\xi = 4.54\%$, що знаходиться в межах рівня довіри ймовірності.

Поверхні відгуку (рис. 3, рис. 4) описують зміни шорсткості внутрішніх поверхонь деталей ливарного виробництва на прикладі корпусу водолічильника КВБ-10. Під час абразивоструменевого оброблення при зміні таких параметрів, як розмір фракції абразивного матеріалу, тиску основного потоку суміші повітря з абразивом, що поступає в сопло та тривалості оброблення можна забезпечувати отримання необхідної шорсткості поверхні деталей.

Висновок: доведено можливість використання абразивоструменевого оброблення замість дрібоструменевого для обробки деталей ливарного виробництва для досягнення необхідної точності стану поверхні з підвищенням продуктивності за часовим фактором.

Список використаних джерел:

1. Сичук В.А. Виготовлення та випробування нової конструкції збірного сопла абразивоструменевої машини / В.А. Сичук, О.В. Заболотний // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Випуск 50. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2015р. – С. 208-212.
2. Victor Sychuk. Functional simulation and manufacturing of porous elements of new design nozzle for sandblasting machines / Oleg Zabolotnyi, Victor Sychuk / Сборник трудов международной конференции «Научные принципы и подходы, методы и технологии, системный анализ и статическая обработка данных о создании, диагностике, модернизации композитных материалов и покрытий с нанодобавками, работающих в условиях динамического и высокоэнергетического нагружения». 26-27 сентября 2013, Москва, РФ. – М.: НИИ радиоэлектроники и лазерной техники МГТУ им. Н. Э. Баумана. 2013г. – с. 27-38.
3. Адлер Ю.Р. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий/ Ю.Р. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. – М. : Машиностроение, 1976. – 279 с.
4. Построение номограмм режимов ленточного шлифования на основе математического планирования эксперимента: метод. указ. / сост. Б.Н. Хватов. – Тамбов: Изд-во Тамб. гос. техн. университета, 2007. – 32 с.
5. Сичук В.А. Металографічний аналіз та обробка зображень мікроструктури сопел для піскоструменевої обробки, які виготовляються методами порошкової металургії / О.Ю. Повстяной, В.А. Сичук, А. Макмиллан, В.Д. Рудь, О.В. Заболотний // "Порошковая металлургия" Международный научно-технический журнал. Випуск 3,4 (502) (март/апрель 2015) – Киев: Институт проблем материаловедения, 2015г. – С. 136-143.
6. Victor Sychuk. Developing new design and investigating porous nozzles for abrasive jet machine / V. Sychuk, O. Zabolotnyi, A. McMillan // "Порошковая металлургия" Международный научно-технический журнал. Випуск 9,10 (499) (сентябрь/октябрь 2014) – Киев: Институт проблем материаловедения, 2014г. – С. 136-142.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК: 621.9: 534.631:537.8

В.О. Слащук, О.О. Слащук, Ю.П. Заспа*Хмельницький національний університет***КОНТАКТНА ГЕНЕРАЦІЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ ТА ВНУТРІШНІХ ХВИЛЬ В ПРОЦЕСІ ТОКАРНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕЙ**

В даній статті описується явище виникнення електромагнітного поля при контактній взаємодії в процесі токарної обробки магнітної та парамагнітної сталей. Пояснюється причина його появи та метод визначення в різних місцях матеріалу, що обробляється, кількома способами безпосередньо в процесі роботи в масштабі реального часу.

Ключові слова: контактна взаємодія, внутрішні хвилі, акустична емісія, електромагнітне поле.

В.О. Слащук, О.О. Слащук, Ю.П. Заспа*Хмельницкий национальный университет***КОНТАКТНАЯ ГЕНЕРАЦИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ И ВНУТРЕННИХ ВОЛН В ПРОЦЕССЕ ТОКАРНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ**

В данной статье описывается явление возникновения электромагнитного поля при контактом взаимодействии в процессе токарной обработки магнитной и парамагнитной сталей. Объясняется причина его возникновения и метод его определения в различных местах обрабатываемого материала, несколькими способами непосредственно в процессе работы в масштабе реального времени.

Ключевые слова: контактное взаимодействие, внутренние волны, акустическая эмиссия, электромагнитное поле.

V. Slashchuk, O. Slashchuk, Yu. Zaspa*Khmelnyskyi National University***CONTACT GENERATION OF ELECTROMAGNETIC FIELD AND INTERNAL WAVES IN TURNING OF STEEL**

In given article describes the phenomenon of the emergence of an electromagnetic field in contact interaction in turning of magnetic and paramagnetic steels. Showed the reason of its occurrence and the method of its determination in several ways of manufacturing process in real time.

Keywords: contact interaction, internal waves, acoustic emission, electromagnetic field.

Постановка проблеми. В процесі обробки деталей на токарному верстаті при контактній взаємодії поверхні, що обробляється, та ріжучого інструмента, виникають структурні зміни зони контакту, що пов'язані з пластичною деформацією металу, тепловими явищами, виникнення сил опору, зовнішнім тертям та виникненням власного електромагнітного поля.

Окремий інтерес представляє собою факт виявлення електромагнітного поля при контактній взаємодії пари металів, причини виникнення та спосіб його фіксації.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Вважається, що зміна магнітних властивостей речовин при нагріві в умовах тертя може проходити в тонких структурних складових на місцях фактичної площі контакту, де температури досягають відповідних значень[1]. Електромагнітні поля зазвичай визначають за рахунок магнітної проникності зразка в змінному зовнішньому електромагнітному полі. Це дозволяє визначити залежність між стійкістю і магнітною проникністю [2-4]. Також відомий спосіб визначення термомагнітних явищ в матеріалах, де відбувається побудова емпіричної залежності, по якій визначається величина електромагнітного поля [5,6]. Однак, вищезгадані способи дозволяють проводити виміри електромагнітного поля в статичному стані, але не дозволяють отримати достовірні данні в динаміці, обрахунки проводяться складними методами і розрахунковим шляхом, до того ж результати вимірювання вимагають значних витрат часу на обробку експериментальних даних. Процес різання переводить механічну систему в динамічний стан, що характеризується значним збільшенням температури.

Викладення основного матеріалу. Дослідження проводились та токарному верстаті "ИЖ ИИ 611П". У якості дослідних зразків використовувались феромагнітна та парамагнітна нержавіюча сталі (рисунок 1), обробка проводилась прохідним прямим різцем; характеристики який наведенні в таблиці 1.

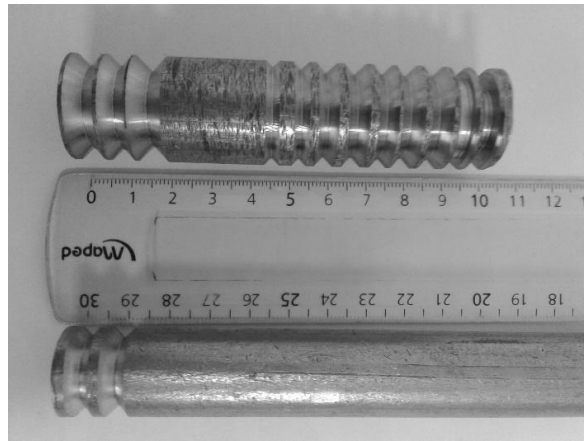


Рис. 1 Дослідні зразки:
- верхній - феромагнітна сталь 40X13;
- нижній парамагнітна сталь.

Таблиця 1.

	Феромагнітна сталь	Парамагнітна сталь	Різець
Марка	40X13		ВК 6
Діаметр прутка, мм	24	20	
Мікротвердість HV, кгс/мм ²	449±22	619±32	1245

Точіння проводилось з частотою 800 обертів за хвилину та ручною подачею різця. Одночасно з обробкою проводився запис звуку та виміри електромагнітного поля спеціалізованим пристроєм, безпосередньо в зоні контактної взаємодії. На рисунку 2 представлений процес проведення експерименту.

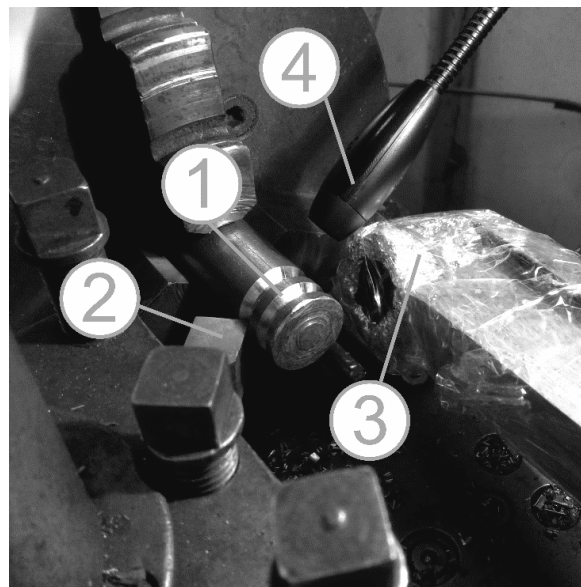


Рис. 2. Проведення експерименту:
1 – зразок, 2 – різець, 3 – детектор електромагнітного поля, 4 - мікрофон

Акустично-емісійний метод дозволив отримати акустограми спектри частот процесу токарної обробки. Запис звуку проводився мікрофоном Media-techSFXmicrophoneMT383. Обробка даних здійснювалась програмою Audacity 2.0.4, результати показані на рисунках 3.

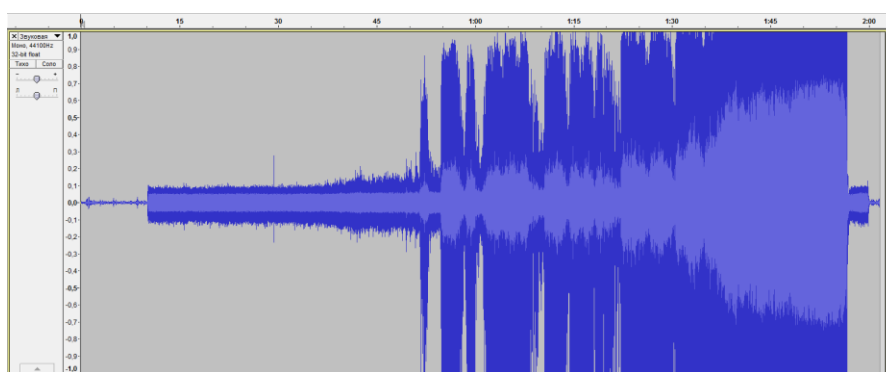


Рис. 3 а Акустограма точіння феромагнітної сталі

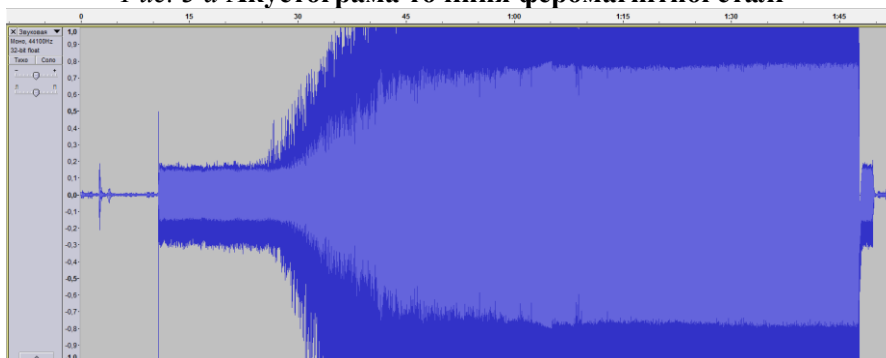


Рис. 3 б Акустограма точіння парамагнітної сталі

Реєстрація зміни електромагнітного поля проводилась за допомогою спеціалізованого пристрою, фотографії та загальна схема якого представлена на рисунку 4.

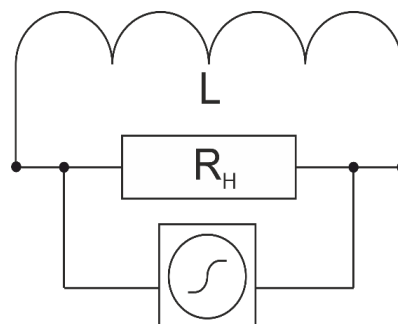


Рис. 4. Пристрій для реєстрації зміни магнітного поля

Пристрій складається з котушки індуктивності з L – кількістю витків 7000, товщина мідного дроту 0,13 мм, до якої паралельно припаяний опір R_H – 0,68 МОм. Виходи під'єднано до осцилографа С1-112, із заводською калібровкою, що була перевірена мережею струму 50 Гц.

На рисунку 5 показані акустичні спектри процесу точіння, з яких можна зробити висновок про їхній фрактальний характер. Спектр поділяється на низькочастотний, середньочастотний та високочастотний діапазони.

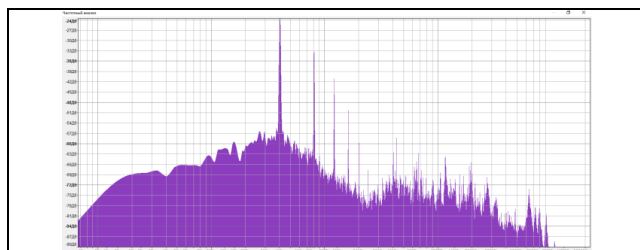


Рис. 5 а Акустичний спектр точіння феромагнітної сталі при відсутності магнітного поля

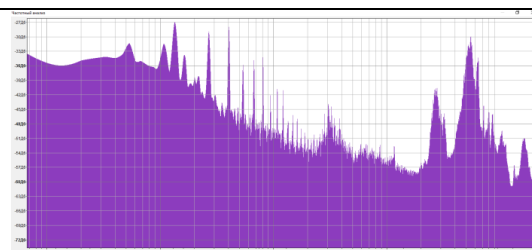
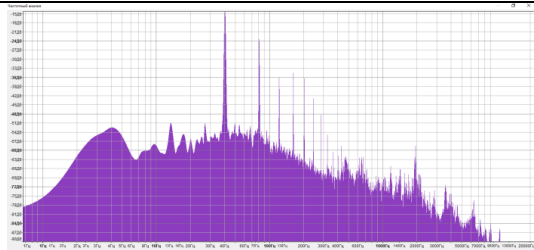
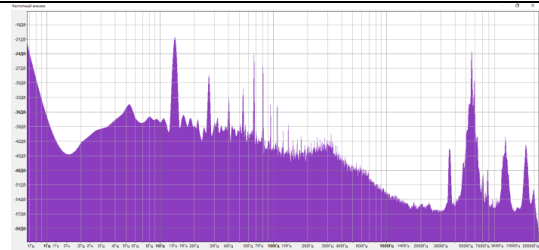


Рис. 5 б Акустичний спектр точіння феромагнітної сталі при наявності магнітного поля

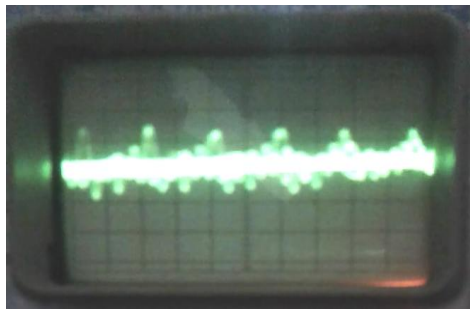


**Рис. 5 в Акустичний спектрточіння
парамагнітної сталіпри відсутності
електромагнітного поля**



**Рис. 5 г Акустичний спектр точіння
парамагнітної сталі при наявності
магнітного поля**

На рисунку 5 б, 5 г основною складовою височастотної частини акустичного спектру є частота 5,5 кГц, що також присутня на осцилограмах електромагнітного поля (рисунк 6).



**Рис. 6 а Типовий вигляд осцилограми
електромагнітного поля при точінні
феромагнітної сталі**



**Рис. 6 б Типовий вигляд осцилограми
електромагнітного поля при точінні
парамагнітної сталі**

Основною причиною виникнення електромагнітного поля є хвильове поле напружень та швидкостей, яке генерується при контактній взаємодії при збільшенні температури. Інтенсивність електромагнітного поля пропорційне мікротвердості матеріалу. При точінні парамагнітної сталі, твердість якої вища, спостерігалось сильніше електромагн поле.

Висновки.Присутність електромагнітного поля в процесі контактної взаємодії (обробки, точіння, різання) помилково пояснюють виникненням локальних термострумів [7], утворенням гальванічної пари. Таке твердження не відповідає дійсності. Виникнення електромагнітного поля при динамічній контактній взаємодії пояснюється різною ступінню когерентності електронів та іонів сталі.

Контактно згенероване хвильове поле напружень та швидкостей в матеріалі сталей формується іонною складовою металічної плазми. Електрони, що приблизно в 2000 разів легші нуклонів, характеризуються підвищеною (приблизно на 2 порядки величини) хаотичною тепловою компонентою поля швидкостей. Саме ця різниця в ступені когерентності іонної та електронної компоненти металічної плазми обумовлює контактну генерації змінного електромагнітного поля широкого діапазону частотного спектру в електрично нейтральному матеріалі сталей.

Список використаних джерел:

1. Свирид М. М. Моніторинг трибологічних властивостей сталі 3 в магнітному полі / М.М. Свирид, С.М. Занько, С.М. Задніпровська, В.І. Закієв // Фізика і хімія твердого тіла. Т. 10, № 1 (2009) С. 229-232.
2. Патент N 1511590, кл. С 01 В 7/18 от 11.10.89.
3. Патент N 1538027, кл.С 01 В5/20 от 07.12.89.
4. Патент а.с. N 1157401, кл. С 01 В3/58 от 13.09.83.
5. Бобровский З.А. Электродиффузионный износ инструмента. М. 1970, с. 47-48.
6. СвиридМ. М. Моніторинг трибологічних параметрів парамагнітних матеріалів в умовах трибоелектрохімічного відновлення під дією магнітного поля / М.М.Свирид, С.М. Занько, В.В.Луб'яний, В.А.Тит, І.В.Морозов // Вісник національного університету України "КПІ" серія машинобудування, Київ, 2008. - вип. 55, с. 185-193.
7. Иванов С. В. Способ и методика определения локальных магнитных полей при резании металлов / С. В. Иванов, Ю. И. Сидякин // Прогрессивные технологии в машиностроении: меж-вуз. Сб. науч. тр./ ВолГТУ. – Волгоград, 2009. – Вып. 8(56) – С. 13-15.

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017.

УДК 539.032.673:539.033

Г.М. Сокол, А.Я. Ганзюк

Хмельницький національний університет, Україна

ОТРИМАННЯ ГІДРОФОБНИХ ОРГАНОМІНЕРАЛЬНИХ СОРБЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ САПОНІТУ

Досліджено спосіб модифікації поверхні сапонітових глин водними емульсіями поліорганосилоксанів, з метою отримання гідрофобних нафтових сорбентів. Встановлено оптимальні концентрації модифікаторів та їх витрати по відношенню до маси мінералу. Проведено дослідження з визначення гідрофобності поверхні отриманих сорбційних матеріалів, які підтверджують утворення гідрофобного моношару поліорганосилоксанів на поверхні глинистого мінералу в результаті модифікації. Отримані гідрофобні матеріали характеризуються високою плавучістю та сорбційною здатністю по відношенню до нафтопродуктів.

Ключові слова: сапоніт, глинисті мінерали, сорбційні матеріали, модифікація, гідрофобізація, поліорганосилоксани.

H.M. Sokol, A.Y. Ganziuk

OBTAINING OF HYDROPHOBIC ORGANOMINERAL SORPTION MATERIALS BASED ON SAPONITE

A recent article is devoted to development of methods for obtaining of hydrophobic sorption materials by modifying the surface of the saponite raw mineral. Modification of the saponite clays of the Tashkiv deposit by polyorganosiloxanes were used to obtain hydrophobic sorbent materials for oil elimination from water. Infrared spectroscopy and scanning electron microscopy were used for the characterization of structural features and physicochemical properties of obtained sorption materials.

The results of the research allow us to confirm the formation of hydrophobic polyorganosiloxanes monolayer on the surface of clay minerals as a result of the modification. Obtained hydrophobic sorption materials, characterized by high buoyancy.

Keywords: saponite, clay minerals, sorbent materials, modification, hydrophobization, polyorganosiloxanes.

Г.М. Сокол, А.Я. Ганзюк

ПОЛУЧЕНИЕ ГИДРОФОБНЫХ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫХ СОРБЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ САПОНИТА

Исследован способ модификации поверхности сапонитовых глин водными эмульсиями полиорганосилоксанов, с целью получения гидрофобных нефтяных сорбентов. Установлены оптимальные концентрации модификаторов и их расходы по отношению к массе минерала. Проведенные исследования по определению гидрофобности поверхности полученных сорбционных материалов, подтверждают образование гидрофобного монослоя полиорганосилоксанов на поверхности глинистого минерала в результате модификации.

Полученные гидрофобные сорбционные материалы характеризуются высокой плавучестью и сорбционной способностью по отношению к нефтепродуктам.

Ключевые слова: сапонит, глинистые минералы, сорбционные материалы, модификация, гидрофобизация, полиорганосилоксаны.

Підвищена увага до проблем навколишнього середовища спричиняє необхідність створення нових матеріалів з функціональними властивостями. Серед методів, які успішно застосовуються для ліквідації нафтових розливів із поверхні води, сорбційна очистка є однією з найбільш ефективних [1, 2]. Неодмінною умовою використання сорбентів є відповідність їх якості, висунутої до даного процесу. До них пред'являються обов'язкові вимоги: при контакті з водною поверхнею гранули сорбенту повинні збирати нафтопродукти і не адсорбувати воду. Такий сорбент повинен залишатися на поверхні тривалий час, не допускаючи витоку нафти назад у воду [3]. Перспективним напрямком є модифікація поверхні природних мінералів органічними сполуками, які містять відповідні функціональні групи. Природні глинисті матеріали при контакті з водними розчинами мають властивість до набухання, оскільки володіють гідрофільною поверхнею. Однак, явище гідрофобності в природних умовах зустрічається порівняно рідко. Надати гідрофобності поверхні глини можливо шляхом іонного обміну природних неорганічних катіонів (Na^+ , Ca^{2+} , Fe^{3+}) на органічні [4] шляхом створення на поверхні мінералів тонких шарів гідрофобізаторів кремнійорганічної природи.

Найбільш часто для приготування органоглин використовуються монтморилонітові глини [5-8], які характеризуються шаровою структурою типу 2:1.

Мета роботи – отримання гідрофобних сорбційних матеріалів з високою плавучістю.

Об'єктом дослідження є закономірності модифікації глинистих мінералів для отримання гідрофобних сорбційних матеріалів.

Предметом дослідження є органомінеральний сорбційний матеріал на основі сапоніту, його властивості та способи отримання.

Матеріали та методи

Матеріали

Зразки сапонітової глини Ташківського родовища, які використано в роботі, отримані методом усереднення проб, взятих безпосередньо у кар'єрі, розмелені до дрібнодисперсного порошку та відфракціоновані ситовим методом до фракції ≤ 1 мм. Елементний склад природного сапоніту досліджений за допомогою енергодисперсійного рентгенофлуоресцентного методу наведено у роботі [9]. У якості модифікаторів використано водорозчинні емульсії поліорганолісилоксанів: полісілоксан (ПС), полідиметилсілоксан (ПДМС).

Інфрачервона (ІЧ) спектроскопія

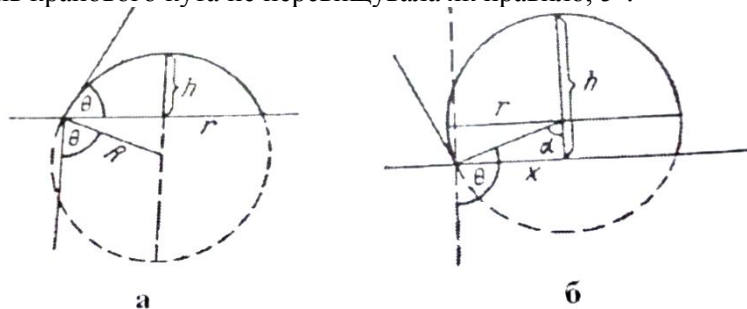
ІЧ спектри пропускання записували на спектрометрі Thermo Nicolet Nexus FTIR (США) та "Shimadzu FTIR" (Японія) в області $4000-400$ см^{-1} . Для обробки спектрів використано програмне забезпечення фірми-постачальника. ІЧ спектри відбиття в цій же області записували з використанням пристрою "SMART Collector" при роздільній здатності 8 см^{-1} . Зразки змішували з попередньо прожареним KBr (spectroscopy, "Aldrich") у співвідношенні зразок/KBr- 1:40.

Скануюча електронна мікроскопія (СЕМ)

Структуру та морфологію поверхні модифікованого зразків сапоніту досліджено за допомогою скануючої електронної мікроскопії з сфокусованим іонним променем SEM/FIB [ZEISS \(Німеччина\)](#).

Оцінка гідрофобності сапонітових глин

Гідрофобні властивості визначали згідно методики, описаної Градусом Л. Я. [10], по зміні крайового кута змочування водою таблетки з пресованого зразка глини. Краплю води на таблетці фотографували та визначали крайовий кут по формі краплі на екрані комп'ютера. Для цього вимірювали висоту h краплі і радіус або діаметр площі контакту краплі з поверхнею r (рисунку). Точність вимірювань крайового кута не перевищувала як правило, 5° .



а – для кутів $\theta < 90^\circ$; б – для кутів $\theta > 90^\circ$

Рис. 1. Схема визначення крайового кута змочування

Значення крайового кута розраховують за наступними формулами:

- для кутів $\theta < 90^\circ$ (рисунок 1, а):

$$\text{tg}\theta = 2rh/(r^2-h^2)$$

- для кутів $\theta > 90^\circ$ (рисунок 1, б), коли крапля води не змочує поверхню:

$$\text{tg}\theta = (\sqrt{2hr-h^2})/(r-h)$$

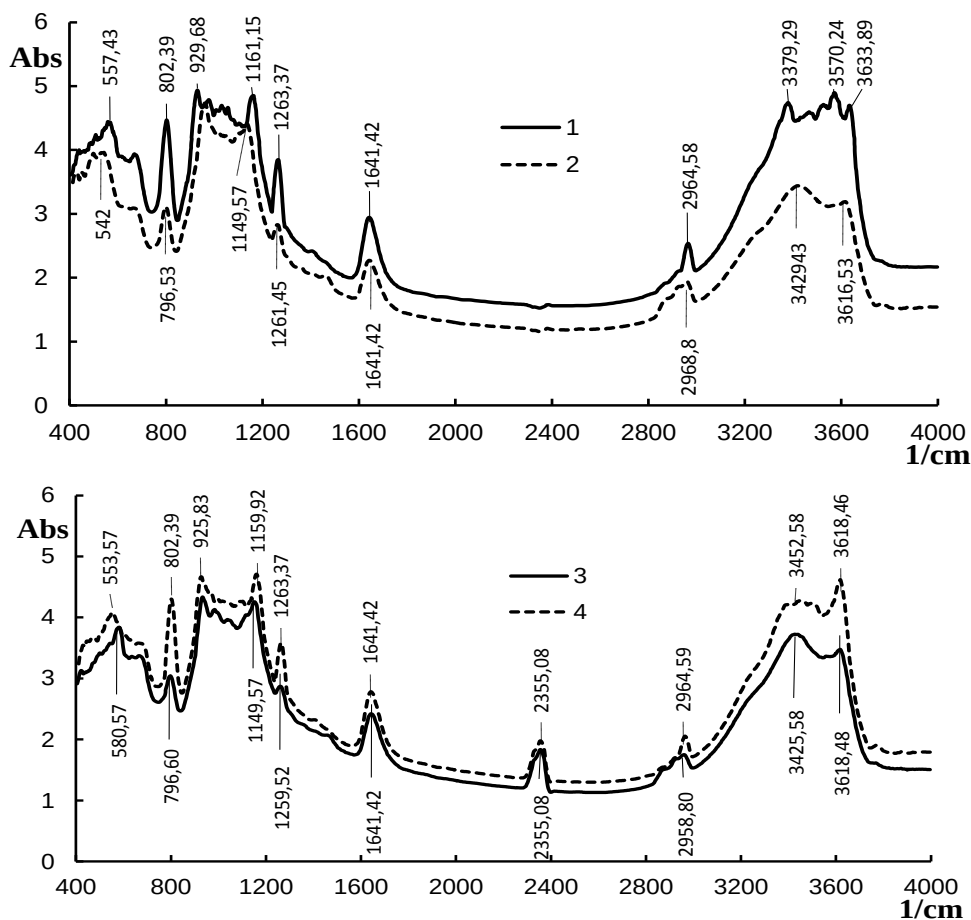
Кут змочування θ визначали за показниками величини $\text{tg}\theta$.

Плаваючі сорбенти визначали за методом, описаним Каменщиковим Ф.А. для нафтових сорбентів [11]. Наважку сорбенту масою від 0,25 до 3 г поміщали у склянку об'ємом 50 мл, на половину заповнену водою. Товщина шару сорбенту в мірних склянках становила 1 - 2 мм (0,25 г), 3 - 5 мм (0,5 г), 5 - 7 мм (1 г), 10 мм (1,5 г) і 20 мм (3 г). Час контакту сорбенту з водою становив: 1 серія - 12-годин; 2 серія - 24-години; 3 серія - 36-годин; 4 серія - 48-годин; 5 серія - 96-годин. По закінченню заданого часу сорбент, що залишився на плаву, видаляли, сушили в сушильній шафі при температурі 103 ± 1 $^\circ\text{C}$ протягом 2-х годин, до постійної ваги і за різницею мас визначали кількість сорбенту, що потонув.

Результати досліджень

Як для природних, так і модифікованих зразків сапонітових глин спектри ІЧ (Рис.2) вказують на існування різних типів структурних зв'язків і функціональних груп. Високочастотна область спектру містить широкую смугу поглинання складної форми при 3700 і 3000 см^{-1} , що

відповідає валентним коливанням різних груп ОН. Відповідно до даної області можливо ідентифікувати ізоморфні заміщення в октаедричному шарі.



1,2 - Сапоніт природний, модифікований ПДМС і ПС

3,4 - Кислотно активований сапоніт, модифікований ПДМС і ПС

Рис. 2. ІЧ спектри пропускання природних і кислотно активованих сапонітів, модифікованих поліорганосилоксанами

ІЧ-спектри модифікованих глин, відображають зміни в їх структурі, поряд з смугою, що відноситься до валентних коливань ОН груп, відмічається більш слабка і розмита смуга деформаційних коливань молекул H_2O з частотою 1641cm^{-1} . Наявність оксигено-кремнієвих ланцюгів $-\text{Si}-\text{O}-\text{Si}-$ у структурі модифікованого поліорганосилоксанами мінералу представлена коливаннями з частотою $796-802\text{ cm}^{-1}$, $-\text{O}-\text{Si}-\text{O}-$ з частотою $542-580\text{ cm}^{-1}$, а $-\text{Si}-\text{O}-$ з частотою 945 cm^{-1} .

Структуру та морфологію поверхні природного і модифікованого зразків сапоніту досліджено за допомогою скануючої електронної мікроскопії (СЕМ).

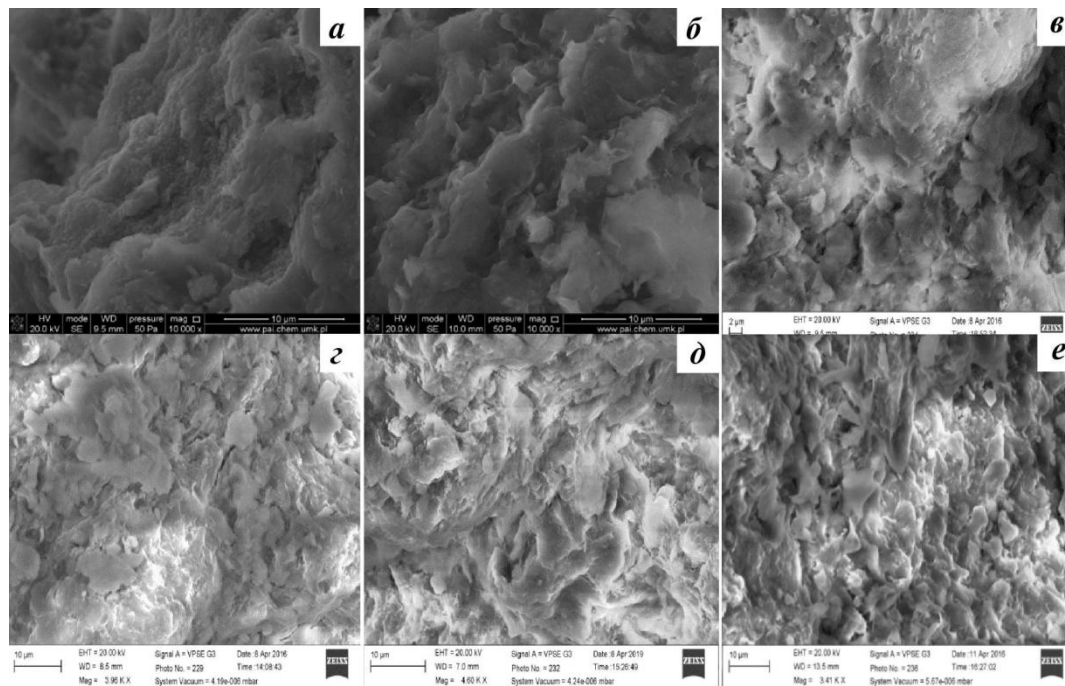


Рис.3. Мікрофотографії СЕМ для зразків сапоніту: а - природний, б- кислотно активований, в- кислотно активований, модиф. ПДМС, г- природний модиф. ПДМС, д- природний модиф. ПС, е- кислотно активований, модиф. ПС

На електронно-мікроскопічних знімках (рис. 3 а-е) представлена морфологія структури зразків сапоніту природної та модифікованої форми у вигляді безформених купчастих агрегатів, складених із тонкодисперсних глинистих частинок. Зразки модифікованих форм сапоніту дещо відрізняються диспергованістю глинистих агрегатів та істотним збільшенням дрібних еластичних агрегатів. На знімках також простежується орієнтація полісилоксанових плівок на поверхні частинок мінералу, при цьому не спостерігається утворення суцільного покриття і закриття міжшарового простору.

Гідрофобність поверхні отриманих органомінеральних матеріалів визначено за показниками крайових кутів змочування та за плавучістю. Результати досліджень представлені в таблицях 1-3.

Таблиця 1

Визначення гідрофобності сапонітової глини за показниками крайових кутів змочування

Фото	Опис
	Сапоніт природний, модифікований ПС, кут $\theta = 52,5^{\circ}$
	Сапоніт природний, модифікований ПДМС, кут $\theta = 56,5^{\circ}$
	Кислотно-активований сапоніт, модифікований ПС, кут $\theta = 32,5^{\circ}$
	Кислотно-активований сапоніт, модифікований ПДМС, кут $\theta = 38^{\circ}$

Таблиця 2

Вплив концентрації модифікатора та температури прожарювання на значення крайового кута змочування гідрофобізованих зразків сапонітової глини

Вид модифікованого сорбційного матеріалу	Концентрація модифікатора, %	t, °C	кут θ , °
ПДМС	20	100	Вода миттєво поглинається поверхнею таблетки
	25	100	Вода входить всередину таблетки і висуває сапоніт назовні
	30	210-270	Після прокалювання на протязі 1 год у печі таблетка сапоніту тримає на поверхні воду. Кут θ складає 23°. Після повторного прокалювання відбувається деструкція сапоніту, після чого таблетка миттєво вбирає воду із поверхні.
	35	100-240	Крапля води залишається на поверхні таблетки, а через декілька секунд вона розтікається. Після повторного прокалювання таблетки вода входить всередину.
ПС	20	100	Вода миттєво поглинається поверхнею таблетки.
	25	100	Вода входить всередину таблетки і виштовхує сапоніт назовні.
	30	210-270	Після прокалювання 1 год у печі таблетка сапоніту тримає на поверхні воду. Кут θ складає 17°. Після повторного прокалювання таблетки миттєво вбирає воду поверхнею.
	35	100-240	Крапля води залишається на поверхні таблетки, а через декілька секунд вона розтікається. Після повторного прокалювання таблетки, вода поглинається поверхнею.

Примітка: часпрокалювання 1 год.

За результатами досліджень встановлено, що найкращий гідрофобний ефект спостерігається при концентрації водних розчинів 30 %, оптимальна температура прокалювання становить 210-270 °C.

Таблиця 3

Оцінка гідрофобності поверхні сорбційного матеріалу за плавучістю

№ п/п	Сапоніт природний, модифікований ПДМС		Сапоніт природний, модифікований ПС		Кислотно-активований сапоніт, модифікований ПДМС		Кислотно-активований сапоніт, модифікований ПС	
	m ₀ , г	m ₁ , г	m ₀ , г	m ₁ , г	m ₀ , г	m ₁ , г	m ₀ , г	m ₁ , г
1	0,25	0,21	0,25	0,14	0,25	0,19	0,25	0,03
2	0,50	0,41	0,50	0,20	0,50	0,38	0,50	0,04
3	1,00	0,92	1,00	0,23	1,00	0,96	1,00	0,12
4	1,50	1,34	1,50	0,29	1,50	1,47	1,50	0,16
5	3,00	2,87	3,00	0,37	3,00	2,96	3,00	0,27

Коефіцієнт плавучості (Рис.4) для зразків модифікованих ПС вищий практично в два рази у порівнянні зі зразками, модифікованими ПДМС, що спостерігається на графіках залежності коефіцієнта плавучості від часу утримування краплі води на поерхні глини.

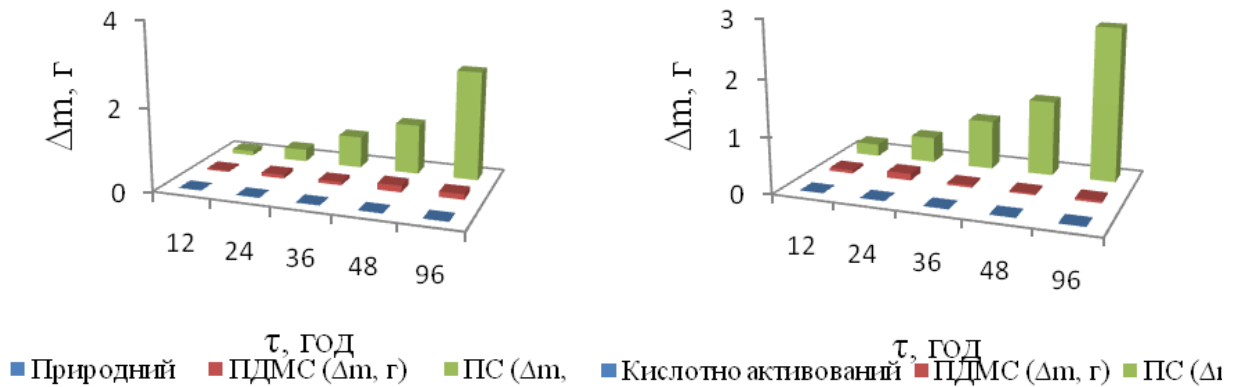


Рис. 4. Оцінка гідрофобності поверхні сапоніту, модифікованого ПДМС та ПС за коефіцієнтом плавучості

Як видно з рисунку 5, природний сапоніт повністю осідає на дно. Зразки глини, модифіковані ПДМС та ПС знаходяться на поверхні води. Дані дослідження підтверджують утворення гідрофобного моношару сполук поліорганосилоксанів на поверхні глинистого мінералу в результаті модифікації водними емульсіями ПС та ПДМС.



Рис. 5. Змочування водою зразків природного сапоніту (а), модифікованого ПДМС (б) та ПС (в)

Отже, завдяки модифікації сапонітів водними розчинами поліорганосилоксанів успішно досягнуто ефекту гідрофобності поверхні матеріалу, що підтверджується як за показниками плавучості, так і за показниками змочуваності поверхні модифікованого мінералу.

Висновки

Обґрунтована доцільність отримання гідрофобних сорбентів на основі мінералу сапоніту. Проведено оцінку гідрофобності поверхні отриманих сорбційних матеріалів, яка підтверджує утворення гідрофобного моношару поліорганосилоксанів на поверхні глинистого мінералу в результаті модифікації водними емульсіями ПС та ПДМС.

За результатами досліджень виявлено, що найкращий гідрофобний ефект отримано при концентрації водних розчинів 30 %, оптимальна температура прожарювання становить 210-270 °С. Встановлено, що зразки сапоніту, модифіковані ПС, проявляють кращу гідрофобність в порівнянні із зразками, модифікованими ПДМС. Морфологія вихідних зразків сапоніту, представлена шаруватою структурою у вигляді ізометричних тонко дисперсних частинок, причому зразки модифікованого сапоніту відрізняються високою диспергованістю.

Отримані результати продовжують розвиток концепції практичних основ зміни комплексу специфічних властивостей природних мінералів з метою цільового конструювання матеріалів.

Література.

1. Запорожець О. І. Транспортна екологія: навчальний посібник / О. І. Запорожець, С. В. Бойченко, О. Л. Матвеева, С. Й. Шаманський, Т. І. Дмитруха, С. М. Маджд; за заг. редакцією С. В. Бойченка. – К. : «Центр учбової літератури», 2017. – 508 с.
2. Франчук Г. М., Урбоекологія і технологія: підруч. / Г. М. Франчук, О. І. Запорожець, Г. І. Архіпова. – К.: В-во Нац. авіац. ун-ту «НАУ-друк», 2011. – 496 с.
3. Аренс В. Ж., Проблема нефтяных разливов и роль сорбентов в ее решении / В. Ж. Аренс, О. М. Гридин. – Нефть, газ, бизнес. – 2000. – № 5. – С. 27–30.
4. Ruiz-Hitzky E. Clay Mineral– and Organoclay–Polymer Nanocomposite / E. Ruiz-Hitzky and A. Van Meerbeek // Developments in Clay Science, edited by F. Bergaya and L. Gerhard –Elsevier, 2006. – Vol. 1. – P. 583–621.
5. Lewicki, J. P. The thermal degradation behaviour of polydimethylsiloxane/montmorillonite nanocomposites / J. P. Lewicki, J. J. Liggat, M. Patel // Surface and Coatings Technology. – 2009. – № 94(9). – P. 1548–1557.
6. Yeh, J. M. Siloxane-modified epoxy resin–clay nanocomposite coatings with advanced anticorrosive properties prepared by a solution dispersion approach / J. M. Yeh, H. Y. Huang, C. L. Chen, W. F. Su, Y. H. Yu // Surface and Coatings Technology. – 2006. – № 200 (8). – P. 2753–2763.
7. Xi Y. Infrared spectroscopy of organoclays synthesized with the surfactant octadecyltrimethylammonium bromide / Y. Xi, Q. Zhou, R. L. Frost, H. He // Journal of Colloid and Interface Science. – 2007. – № 311 (2). – P. 347–353.
8. He, H., et al., Changes in the morphology of organoclays with HDTMA and surfactant loading / H. He, R. L. Frost, T. Bostrom, P. Yuan, L. Duong, D. Yang, Y. Xi, J. T. Klopprogge // Applied Clay Science. – 2006. – № 31 (3). – P. 262–271.
9. Сокол Г. М. Структурна модифікація сапонітових глин кислотною обробкою / Міжвузівський збірник наукових праць "Наукові нотатки" Луцький національний технічний університет. – Луцьк, 2017. – № 56 – С. 149–153.
10. Градус Л. Я. Руководство по дисперсионному анализу методом микроскопии. — М.: Химия, 1979 г. — 232 с.
11. Каменщиков Ф. А. Нефтяные сорбенты / Ф. А. Каменщиков, Е. И. Богомольный «Регулярная и хаотическая динамика»-Москва-Ижевск: НИЦ, 2005. – 268 с.

Стаття надійшла до редакції 10.05.2017

УДК 624.04

М.Г. Сур'янінов, О.М. Чучмай, О.С. Шияєв
Одеська державна академія будівництва та архітектури
ЗГИН І КРУТІННЯ СИСТЕМ З ПЕРЕХРЕСНИМИ ЗВ'ЯЗКАМИ

Розглянутий вигин і крутіння залізобетонних систем з перехресними зв'язками. Відзначено, що в таких системах ребра, як правило, не бувають тонкостінними, що дозволяє спростити вільний член диференціального рівняння вигину пластини, який урахує не тільки зовнішнє навантаження, але й наявність підкріплювальних ребер у поздовжньому напрямку. Методом Канторовича-Власова вихідне диференціальне рівняння із двома змінними приведено до диференціального рівняння з однією змінною, характеристичне рівняння якого може мати шість варіантів коренів. Отримана повна система розв'язків, яка містить 96 аналітичних виражень фундаментальних ортонормованих функцій. Побудовано також функцію Гріна.

Ключові слова: система з перехресними зв'язками, метод граничних елементів, метод Канторовича-Власова, фундаментальна функція, функція Гріна.

Н.Г. Сурьянинов, А.М. Чучмай, А.С. Шияев
ИЗГИБ И КРУЧЕНИЕ СИСТЕМ С ПЕРЕКРЕСТНЫМИ СВЯЗЯМИ

Рассмотрен изгиб и кручение железобетонных систем с перекрестными связями. Отмечено, что в таких системах ребра, как правило, не бывают тонкостенными, что позволяет упростить свободный член дифференциального уравнения изгиба пластины, который учитывает не только внешние нагрузки, но и наличие подкрепляющих ребер в продольном направлении. Методом Канторовича-Власова исходное дифференциальное уравнение с двумя переменными приведено к дифференциальному уравнению с одной переменной, характеристическое уравнение которого может иметь шесть вариантов корней. Получена полная система решений, которая содержит 96 аналитических выражений фундаментальных ортонормированных функций. Построена также функция Грина.

Ключевые слова: система с перекрестными связями, метод граничных элементов, метод Канторовича-Власова, фундаментальная функция, функция Грина.

N.G. Surianinov, A.M. Chuchmay, A.S. Shilyev
BENDING AND TORQUETING SYSTEMS WITH CROSS-RELATED COMMUNICATIONS

The bending and torsion of reinforced concrete systems with cross links is considered. It is noted that in such systems the ribs, as a rule, are not thin-walled, which makes it possible to simplify the free term of the differential bending equation of the plate, which takes into account not only external loads, but also the presence of reinforcing ribs in the longitudinal direction. Using the Kantorovich-Vlasov method, the initial differential equation is reduced to a differential equation with one variable whose characteristic equation can have six variants of roots. A complete system of solutions is obtained that contains 96 analytic expressions for the fundamental orthonormal functions. The Green function is also constructed.

Keywords: system with cross links, boundary elements method, Kantorovich-Vlasov method, fundamental function, Green's function.

Постановка проблеми. Системи з перехресними зв'язками знаходять широке застосування в багатьох галузях промисловості — будівництві, мостобудуванні, авіації, суднобудуванні та ін. У будівництві та мостобудуванні це, в першу чергу, кесонні перекриття, які фактично являють собою плиту (пластину), підкріплену системою перехресних балок — ребер, розташованих у нижній зоні. У такій конструкції бетон вилучений з розтягнутої зони перетину, у якій збережені лише ребра, у яких розташована розтягнута арматури. У результаті вдається одержати значну економію матеріалу в порівнянні з перекриттями суцільного перетину, або суттєво збільшити прольоти, що перекриваються.

Для розрахунків таких систем використовують, як правило, класичні методи будівельної механіки (метод сил або метод переміщень) і чисельні методи, частіше метод скінченних елементів, реалізований у сучасних інженерних програмах розрахунків [1, 2].

Метою нашого дослідження є розв'язок завдання з використанням чисельно-аналітичного методу граничних елементів (ЧА МГЕ) [3 – 5].

Результати досліджень. Метод полягає в розробці фундаментальної системи розв'язків (аналітично) і функцій Гріна (також аналітично) для розглянутого завдання. Урахування граничних умов, або умов контакту між модулями (окремими елементами системи) здійснюється шляхом чисельного розв'язку невеликої системи лінійних алгебраїчних рівнянь.

Чисельно-аналітичний метод граничних елементів має цілу низку переваг у порівнянні із традиційним методом скінченних елементів. Дискретизація тільки границі області, займаної об'єктом, суттєво знижує порядок системи розв'язних рівнянь; знижується мірність розв'язуваного

завдання. Метод використовує фундаментальні розв'язки диференціальних рівнянь, тому дозволяє одержати точні значення зусиль, переміщень, напружень, струмів, частот власних коливань, критичних сил втрати стійкості і т.д. усередині області (з урахуванням точності прийнятих вихідних гіпотез). Проста й зрозуміла логіка алгоритму розв'язку, гарна збіжність, незначне нагромадження погрешностей при чисельних операціях.

Розглянемо систему з перехресними зв'язками (рис. 1). Основна ідея пропонованого підходу полягає в наступному. Частини конструкції, які мають ребра, паралельні осі OX (назвемо цей напрямок поперечним), вважаються гладкими пластинами товщиною $h_1 = h + h_{rib}$ та шириною $b = b_{rib}$, де h — товщина пластини, h_{rib} , b_{rib} — розміри поперечних перерізів ребер (які не обов'язково повинні бути однаковими). Для цих модулів (модуль — одиниця дискретизації в ЧА МГЕ) слушна теорія розрахунків гладких пластин, викладена в [3, 4], з відповідними вираженнями фундаментальних функцій, функції Гріна й вектора навантаження. На рис. 2 такі модулі позначені парними цифрами. Інші модулі (непарні цифри на рис. 2) являють собою пластини, підкріплені ребрами в поздовжньому напрямку, тобто паралельно осі OY .

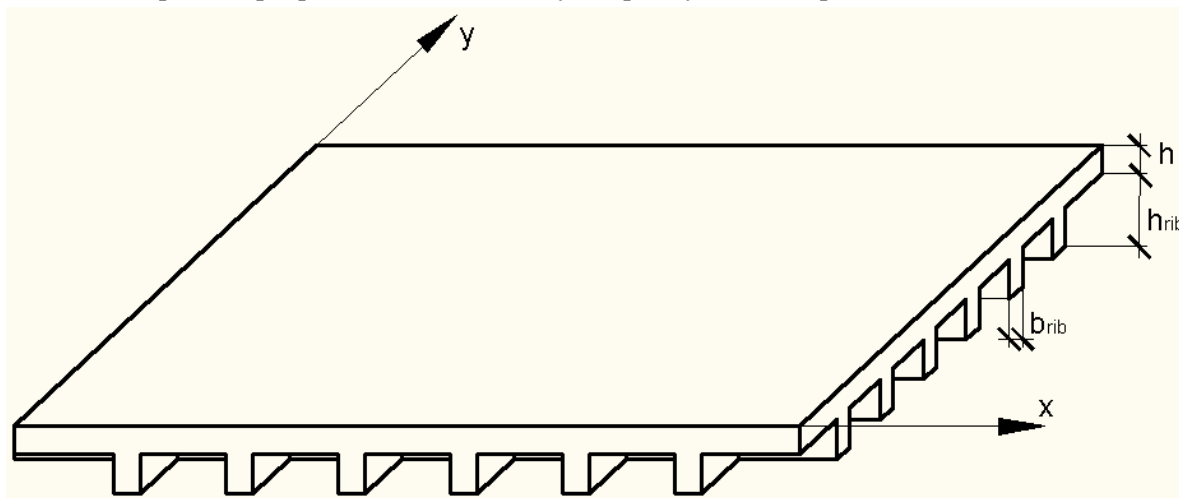


Рис. 1. - Система з перехресними зв'язками

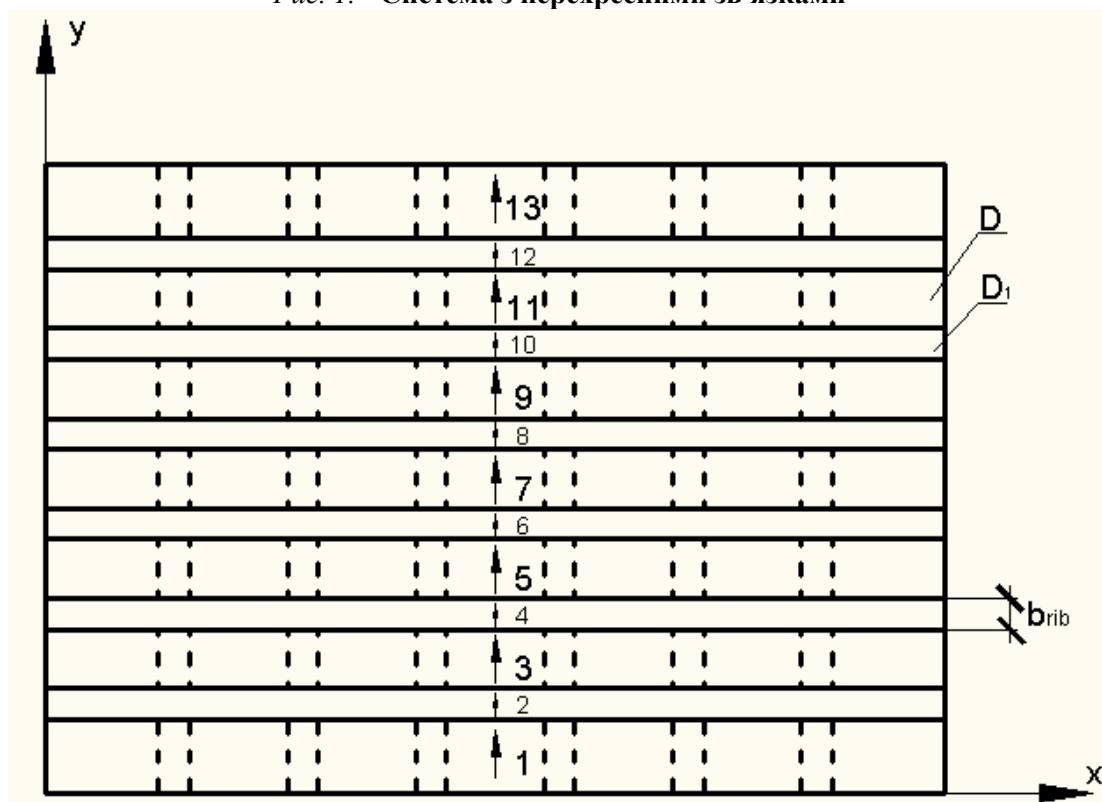


Рис. 2. - Дискретизація системи на одномірні модулі

Розглянемо докладніше застосування ЧА МГЕ до цих модулів.

Диференціальне рівняння вигину пластини в цьому випадку ухвалює вид [6]

$$\frac{\partial^4 W}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 W}{\partial x^2 \partial y^2} + \frac{\partial^4 W}{\partial y^4} = \frac{\bar{q}}{D}, \quad (1)$$

де $W = W(x, y)$ — прогин пластини; $\bar{q} = \bar{q}(x, y)$ — вільний член рівняння, що враховує не тільки зовнішні навантаження, але й наявність підкріплювальних ребер у поздовжньому напрямку.

Застосуємо для (1) метод Канторовича-Власова, тобто прогин серединної площини пластини будемо шукати у вигляді

$$W(x, y) = W_1(y)X_1(x) + W_2(y)X_2(x) + \dots + W_k(y)X_k(x). \quad (2)$$

Усічемо ряд (2) до одного члена й поберемо варіацію прогину тільки по напрямкові y , що рівносильне прийняттю розрахункової схеми пластини, що має нескінченне число ступенів волі в одному напрямку та один ступінь волі в іншому напрямку. Тоді прогин точки серединної площини пластини буде

$$W(x, y) = W(y)X(x). \quad (3)$$

Функцію поперечного розподілу прогинів $X(x)$ потрібно вибирати так, щоб вона максимально точно описувала форму вигнутої поверхні пластини в напрямку осі x . Цій вимозі повною мірою задовольняють криві прогину балки, що має такі ж умови обпирання, як і пластина, у напрямку осі x .

Можливі два способи для вибору функції прогинів $X(x)$ — статичний і динамічний. При статичному способі прогин балки визначається прикладеним до неї статичним навантаженням.

У цьому випадку $X_1(x)$ буде мати вигляд

$$X_1(x) = \left(\frac{x}{l_1} - 2 \frac{x^3}{l_1^3} + \frac{x^4}{l_1^4} \right) + M(0) \left(8 \frac{x}{l_1} - 12 \frac{x^2}{l_1^2} + 4 \frac{x^3}{l_1^3} \right) + M(l_1) \left(4 \frac{x}{l_1} - 4 \frac{x^3}{l_1^3} \right);$$

$$M(0) = M(l_1) = -\frac{l_1^2}{12}.$$

Навантаження, що прикладається, повинне мати такий характер, щоб симетричні та косиметричні форми кривої прогину послідовно чергувалися.

При динамічному способі прогини балки виражаються її формами власних коливань.

При такому підході $X_1(x)$, наприклад, має вигляд

$$X_1(x) = \sin(\omega_1 x/l_1) - sh(\omega_1 x/l_1) - \alpha_* [\cos(\omega_1 x/l_1) - ch(\omega_1 x/l_1)];$$

$$\alpha_* = \frac{\sin \omega_1 - sh \omega_1}{\cos \omega_1 - ch \omega_1}; \quad \omega_1 = 4,73004075.$$

Найбільш загальний вид навантаження $\bar{q} = \bar{q}(x, y)$ має в тому випадку ребра, що коли підкріплюють, будуть як суцільного перерізу, так і тонкостінного:

$$\begin{aligned} \bar{q}(x, y) = q(x, y) - \sum_{i=1}^n EI_x W^{IV}(y) X(a_i) \delta(x - a_i) - \sum_{i=1}^n \frac{GA}{k_1} W''(y) X(a_i) \delta(x - a_i) - \\ - \sum_{i=1}^n [EI_\omega W^{IV}(y) X'(a_i) - GI_k W''(y) X'(a_i)] \delta'(x - a_i), \end{aligned} \quad (4)$$

де EI_x , EI_ω , EI_k — жорсткості ребер при згині та крутінні; k_1 — коефіцієнт, що враховує форму перерізу; a_i — координата розташування i -го ребра.

Для прямокутного перерізу $k_1 = 1,2$. В загальному випадку коефіцієнт k_1 визначається вираженням [7]

$$k_1 = \frac{A_y(z)}{B_x^2(z)} \int_A \frac{S_{EyA}^2}{Gb^2} dA,$$

$$\text{де } A \text{ — площа перерізу; } A_y = \int_A GdA; B_x(z) = \int_A Ey^2 dA; S_{EyA} = \int_A ExdA.$$

Однак у цьому випадку, коли мова йде про залізобетонну конструкцію, тонкостінні ребра можна виключити з розгляду, і тоді вираження (4) спроститься:

$$\bar{q}(x, y) = q(x, y) - \sum_{i=1}^n EI_x W^{IV}(y) X(a_i) \delta(x - a_i) - \sum_{i=1}^n \frac{GA}{k_1} W''(y) X(a_i) \delta(x - a_i) + \sum_{i=1}^n GI_k W''(y) X'(a_i) \delta'(x - a_i), \quad (5)$$

Дельта-функція $\delta(x - a_i)$ і її похідна $\delta'(x - a_i)$ використовуються в (5), коли ребро дуже вузьке, що в цьому випадку неможливо, тому наявність ребра враховується різницею одиничних функцій Хевісайда [7]:

$$[H(x - a_h)H(y - b_h) - H(x - a_k)H(y - b_k)].$$

Підставимо (3) в (1) і у відомі вираження згинальних моментів і приведених поперечних сил. Множачи потім обидві частини кожного вираження на $X(x)$ й інтегруючи в межах $[0; l_1]$, одержимо завдання Коші одомірної моделі вигину прямокутної пластини, підкріпленої поздовжніми ребрами:

$$W^{IV}(y) - 2r^2 W''(y) + s^4 W(y) = \frac{\bar{q}(y)}{D} \quad (6)$$

за початкових умов

$$DW(0); D\theta(0) = DW'(0); M(0) = -D\bar{A}[W''(0) - \mu r^2 W(0)]; \\ Q(0) = -D\bar{A}[W'''(0) - (2 - \mu)r^2 W'(0)], \quad (7)$$

де

$$r^2 = -\bar{B}/\bar{A}; s^4 = C/\bar{A}; \bar{q}(y) = \int_0^{l_1} \bar{q}(x, y) X(x) dx / \bar{A}; \quad (8)$$

$$\bar{A} = A + \frac{1}{D} \sum_{i=1}^n EI_x X^2(a_i); \quad (9)$$

$$\bar{B} = B + \frac{1}{2D} \sum_{i=1}^n EI_k [X'(a_i)]^2 + \frac{1}{2D} \sum_{i=1}^n \frac{GA}{k_1} X^2(a_i); \quad (10)$$

$$A = \int_0^{l_1} X^2(x) dx; B = \int_0^{l_1} X''(x) X(x) dx; C = \int_0^{l_1} X^{IV}(x) X(x) dx. \quad (11)$$

Значення коефіцієнтів (8)-(11) легко обчислюються в будь-якому математичному пакеті.

Розв'язок завдання Коші можна представити відповідно до алгоритму методу граничних

елементів:

$DW(y)$
$D\theta(y)$
$M(y)$
$Q(y)$

$$=$$

A_{11}	A_{12}	$-A_{13}$	$-A_{14}$
A_{21}	A_{22}	$-A_{23}$	$-A_{24}$
$-A_{31}$	$-A_{32}$	A_{33}	A_{34}
$-A_{41}$	$-A_{42}$	A_{43}	A_{44}

$$+ \int_0^y$$

$A_{14}(y - \xi)$
$A_{13}(y - \xi)$
$-A_{12}(y - \xi)$
$-A_{11}(y - \xi)$

$$\bar{q}(\xi) d\xi. \quad (12)$$

Таким чином, при використанні методу Канторовича-Власова розв'язок основного диференціального рівняння завдання зводиться до визначення прогину (3), де функція $X(x)$ задана, а функція $W(y)$ визначається з (6) у вигляді

$$DW(y) = A_{11} \cdot DW(0) + A_{12} \cdot D\theta(0) - A_{13} \cdot M(0) - A_{14} \cdot Q(0) + \int_0^y A_{14}(y - \xi) \bar{q}(\xi) d\xi. \quad (13)$$

Розв'язок рівняння (6) залежить від корінїв відповідного йому характеристичного рівняння, які представляються вираженням

$$k_{1-4} = \pm \sqrt{r^2 \pm \sqrt{r^4 - s^4}}. \quad (14)$$

Вид фундаментальних функцій визначається співвідношенням між r і s , яке залежить від граничних умов на поздовжніх крайках пластини та параметрів ребер жорсткості. При цьому тут можливі шість випадків.

Для цих шести випадків нами отримані аналітичні вираження всіх фундаментальних функцій. Так, для першого варіанта корінїв перші чотири функції мають вигляд

$$\begin{cases} A_{11} = \hat{O}_2 - \frac{(1-\mu)r^2}{2\alpha\beta} \hat{O}_4; \\ A_{12} = \frac{s^2 - \mu r^2}{2\beta s^2} \hat{O}_1 + \frac{s^2 + \mu r^2}{2\alpha s^2} \hat{O}_3; \\ A_{13} = \frac{\hat{O}_4}{2\alpha\beta A}; \\ A_{14} = \frac{\alpha \hat{O}_1 - \beta \hat{O}_3}{2\alpha\beta s^2 A}, \end{cases}$$

де $\hat{O}_1, \hat{O}_2, \hat{O}_3, \hat{O}_4$ — гіперболо-тригонометричні функції:

$$\begin{cases} \hat{O}_1 = ch\alpha y \sin \beta y; \\ \hat{O}_2 = ch\alpha y \cos \beta y; \\ \hat{O}_3 = sh\alpha y \cos \beta y; \\ \hat{O}_4 = sh\alpha y \sin \beta y. \end{cases}$$

Через обмеженість обсягу статті, аналітичні вираження інших 92-х фундаментальних функцій тут не приводимо.

Вираження функції Гріна через ортонормовану фундаментальну функцію завдання не залежить від варіанту коренів характеристичного рівняння, тому можна розглядати кожного з перерахованих шести випадків розв'язку. Розглянемо, наприклад, випадок, коли коріння розв'язку дійсні та уявні:

$$k_{1,2} = \pm i\beta; \quad k_{3,4} = \pm \alpha;$$

$$\hat{O}_1 = \cos \beta y; \quad \hat{O}_2 = \sin \beta y; \quad \hat{O}_3 = ch\alpha y; \quad \hat{O}_4 = sh\alpha y. \quad (15)$$

Представимо розв'язок у вигляді

$$\theta(y) = C_1 \hat{O}_1 + C_2 \hat{O}_2 + C_3 \hat{O}_3 + C_4 \hat{O}_4, \quad (16)$$

Тоді величини $C_1 - C_4$ при $y = \xi$ можна визначити із системи алгебраїчних рівнянь:

$$\begin{cases} \hat{O}_1 \tilde{N}_1 + \hat{O}_2 \tilde{N}_2 + \hat{O}_3 \tilde{N}_3 + \hat{O}_4 \tilde{N}_4 = 0; \\ \hat{O}_1' \tilde{N}_1 + \hat{O}_2' \tilde{N}_2 + \hat{O}_3' \tilde{N}_3 + \hat{O}_4' \tilde{N}_4 = 0; \\ \hat{O}_1'' \tilde{N}_1 + \hat{O}_2'' \tilde{N}_2 + \hat{O}_3'' \tilde{N}_3 + \hat{O}_4'' \tilde{N}_4 = 0; \\ \hat{O}_1''' \tilde{N}_1 + \hat{O}_2''' \tilde{N}_2 + \hat{O}_3''' \tilde{N}_3 + \hat{O}_4''' \tilde{N}_4 = 1. \end{cases} \quad (17)$$

Вирішуючи цю систему методом Гауса, після підстановки та нескладних перетворень одержимо:

$$\begin{cases} C_1 = \frac{1}{\beta s^2} \hat{O}_2(\xi); \\ C_2 = -\frac{1}{\beta s^2} \hat{O}_1(\xi); \\ C_3 = -\frac{1}{\alpha s^2} \hat{O}_4(\xi); \\ C_4 = \frac{1}{\alpha s^2} \hat{O}_3(\xi), \end{cases} \quad (18)$$

де

$$s^2 = \alpha^2 + \beta^2.$$

Таким чином, функція Гріна з'являється у вигляді

$$\begin{aligned}
G(y - \xi) &= C_1(\xi)\hat{O}_1(y) + C_2(\xi)\hat{O}_2(y) + C_3(\xi)\hat{O}_3(y) + C_4(\xi)\hat{O}_4(y) = \\
&= \frac{1}{\beta S^2} \sin \beta \xi \cos \beta y - \frac{1}{\beta S^2} \cos \beta \xi \sin \beta y - \frac{1}{\alpha S^2} sh \alpha \xi ch \alpha y + \\
&+ \frac{1}{\alpha S^2} ch \alpha \xi sh \alpha y = -\frac{1}{\beta S^2} \sin \beta(y - \xi) + \frac{1}{\alpha S^2} sh \alpha(y - \xi) = \\
&= -\frac{1}{\beta S^2} \hat{O}_2(y - \xi) + \frac{1}{\alpha S^2} \hat{O}_4(y - \xi).
\end{aligned} \tag{19}$$

Порівнюючи (19) з аналітичними вираженнями відповідних фундаментальних функцій, остаточно одержимо

$$G(y - \xi) = A_{14}(y - \xi). \tag{20}$$

Висновки. У залізобетонних системах з перехресними зв'язками відсутній ефект тонкостінності ребер, що дозволяє спростити вільний член диференціального рівняння вигину пластини, котрий враховує не тільки зовнішні навантаження, але й наявність підкріплювальних ребер у поздовжньому напрямку.

Методом Канторовича-Власова вихідне диференціальне рівняння із двома змінними можна привести до диференціального рівняння з однією змінною, характеристичне рівняння якого може мати шість варіантів коренів. Повна система розв'язків буде містити 96 аналітичних виражень фундаментальних ортонормованих функцій. Ці вираження отримані в роботі. Побудовано також функцію Гріна.

Список використаної літератури:

1. Дашенко А.Ф. ANSYS в задачах инженерной механики / А.Ф. Дашенко, Д.В. Лазарева, Н.Г. Сурьянинов / Изд. 2-е, перераб. и доп. Под ред. Н. Г. Сурьянинова. — Одесса. — Пальмира, 2011. — 505 с.
2. Галлагер Р. Метод конечных элементов. Основы / Р. Галлагер // Пер. с англ. — М.: Мир, 1984. — 428 с.
3. 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.
4. 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.
5. Оробей В.Ф. / Основные положения численно-аналитического варианта МГЭ / В.Ф. Оробей, Н.Г. Сурьянинов. — Труды Санкт-Петербургского политехнич. ун-та // Инженерно-строительный журнал. — № 4 (22). — СПб, 2011. — С. 33-39.
6. Власов В.З. Тонкостенные пространственные системы / В.З. Власов. — М.: Стройиздат, 1958. — 502 с.
7. Ершова В.В. Импульсные функции. Функции комплексной переменной. Операционное исчисление / В.В. Ершова // Под ред. В.И. Азаматовой. — Минск: Вышэйшая школа, 1976. — 255 с.

Стаття надійшла до редакції 13.04.2017

УДК 669.017:620.178.16

О. Хессе¹, М. Кунерт¹, В.Г. Ефременко², К. Шимицу³, М.Н. Брыков⁴, А.Е. Капустян⁴
Ernst-Abbe-Fachhochschule Jena, Germany¹

ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, Украина²
Muroran Institute of Technology, Japan³

Запорожский национальный технический университет, Украина⁴

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ОБЕЗУГЛЕРОЖЕННОГО СЛОЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ

В работе исследована абразивная износостойкость обезуглероженного слоя высокоуглеродистой низколегированной стали 120Г3С2 после закалки из однофазной области. Показано, что обезуглероживание поверхностного слоя при термообработке заэвтектоидных сталей может быть полезным явлением в некоторых условиях абразивного изнашивания.

Ключевые слова: заэвтектоидная сталь, абразивное изнашивание, износостойкость, термическая обработка, обезуглероженный слой

О. Хессе, М. Кунерт, В.Г. Ефременко, К. Шимицу, М.Н. Брыков, О.Є. Капустян ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ЗНЕВУГЛЕЦЮВАНОГО ШАРУ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ ТЕРТЯ

В роботі досліджено абразивну зносостійкість зневуглецюваного шару високовуглецевої низьколегованої сталі 120Г3С2 після гартування з однофазної області. Показано, що зневуглецювання поверхневого шару під час термообробки заевтектоїдних сталей може бути корисним явищем в деяких умовах абразивного зношування.

Ключові слова: заевтектоїдна сталь, абразивне зношування, зносостійкість, термічна обробка, зневуглецюваний шар

O. Hesse, M. Kunert, V.G. Efremenko, K. Shimizu, M.N. Brykov, A.E. Kapustyan WEAR RESISTANCE OF DECARBURIZED LAYER OF HIGH-CARBON LOW-ALLOY STEEL IN EXTREMAL WEAR CONDITIONS

The wear resistance of a decarburized layer of high-carbon low-alloy steel 120Mn3Si2 after quenching from a single-phase region has been studied. The structure corresponding to a certain concentration of carbon over the depth of the layer is modeled by quenching from different temperatures of the base metal of the samples (grinding to a depth of 1.8 mm). It is established that when abrasion wear by silicon carbide with a grain size of 80 μm , the maximum wear resistance is achieved with an austenite-martensitic structure (quenching from 900 °C). This structure corresponds to the structure at a depth of 0.75-1.00 mm after quenching from 1000 °C. Thus, it has been shown that decarburization of the surface layer during heat treatment of hypereutectoid steels can be a useful phenomenon in some abrasive wear conditions.

Keywords: hypereutectoid steel, abrasive wear, wear resistance, heat treatment, decarburized layer.

Постановка проблеми. Покриття і слої з улучшеними експлуатаційними характеристиками широко використовуються для захисту деталей обладнання від різних видів руйнування при екстремальних впливах: нагрів, удари, тертя і изнашивание, коррозія, кавітація і др. Серед всіх видів екстремальних впливів особе місце займає абразивне изнашивание (АІ) – руйнування поверхності в результаті множинного царапання твердыми частинками. АІ підвержені багато деталі горнодобувачого, рудоразмольного, дорожно-строительного, пресового обладнання. По даним [1] більше 50% випадків відмов обладнання зв'язано з износом, з них 20% приходить на АІ. Незважаючи на майже вікову історію дослідження, проблема АІ матеріалів до нинішнього часу не вирішена.

Аналіз відомих даних і предмет дослідження. Для захисту від АІ часто використовують матеріали з великим кількістю твердої фази. Однак їх висока ціна і невисока надійність в експлуатації обмежують можливість використання.

Одним з альтернативних напрямків підвищення износостойкости матеріалів при АІ є застосування сталей з нестабільною структурою металічної основи, здатної до фазових перетворень при царапанні твердыми частинками. В результаті фазових перетворень поверхня тертя упрочнюється, що в багатьох випадках дозволяє значно підвищити износостойкість [2-4].

Для отримання нестабільного стану і високої износостойкости необхідні високоуглеродисті сталі (около 1,2%С) [5] і закалка від високих температур в діапазоні 900-1200 °С. Такий нагрів необхідний для повного розчинення вуглецю в аустеніті, що знижує температуру початку мартенситного перетворення і зберігає після закалки переважно

аустенитную структуру. Оптимальное сочетание химического состава стали и температуры нагрева под закалку позволяет получить аустенит с температурой начала мартенситного превращения M_n на уровне 20-30 °С. Износостойкость такой структуры при абразивном изнашивании значительно превышает износостойкость закаленных на мартенсит нелегированных и легированных инструментальных сталей. В работе [6] предложен оптимальный состав износостойкой стали – 120Г3С2, которая после закалки от 950-1000 °С позволяет получить высокую износостойкость при АИ за счет эффекта упрочнения.

Однако в процессе нагрева перед закалкой происходит обезуглероживание поверхностного слоя материала на некоторую глубину. Следствием этого является повышение точки M_n и появление мартенсита в структуре после закалки. Чем массивнее деталь, тем больше выдержка при высокой температуре и, естественно, глубже обезуглероженный слой с измененной структурой. Содержание мартенсита после закалки максимально на самой поверхности и постепенно уменьшается с удалением от неё (рис. 1). Для предотвращения обезуглероживания поверхностного слоя необходимо проводить нагрев под закалку в защитной атмосфере, что усложняет оборудование и повышает стоимость процесса термической обработки.

Глубина обезуглероженного слоя может достигать 1 мм и даже более. Это сопоставимо с глубиной измененных слоев, которые специально получают методами химико-термической обработки, например цементацией. Если бы износостойкость измененного приповерхностного слоя стали 120Г3С2 оказалась выше, чем у материала в глубине, то явление обезуглероживания можно было бы считать полезным процессом, сопутствующим термической обработке. Подобный результат был получен в работе [7] для стали 110Г13Л, что явилось дополнительным основанием для проведения нашего исследования.



Рис. 1. - Структура приповерхностной области стали 120Г3С2 после закалки от 1000 °С. Выдержка при температуре нагрева 30 минут

Цель работы – определение влияния обезуглероживания на износостойкость термически обработанной стали 120Г3С2 при абразивном изнашивании.

Материал и методика исследования. Исследования проводили на стали, содержащей 1,20 %С; 2,8 %Мn; 1,8 %Si. Сталь изготовлена в виде полос толщиной 5 мм, шириной 60 мм. Обезуглероженный слой получен в процессе отжига. Глубину обезуглероженного слоя определяли по твердости приповерхностной области на поперечном срезе полосы после закалки от 1000 °С (рис. 2). Видно, что обезуглероживание различной степени произошло на значительную глубину – до 1,8-2,0 мм.

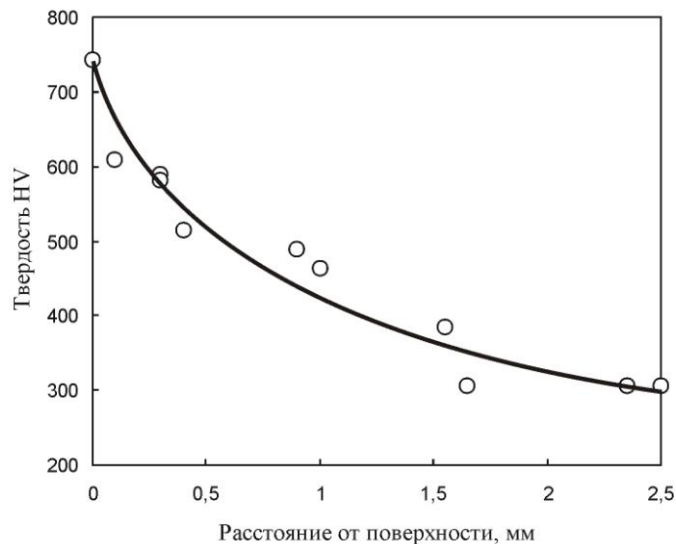


Рис. 2. - Изменение твердости по глубине образца экспериментальной стали после закалики от 1000 °С, выдержка 15 мин

Твердость по Виккерсу измеряли с помощью твердомера ТВП-5012 при нагрузке 98 Н. Микротвердость изношенной поверхности образцов измеряли на микротвердомере FM-300 (Future-Tech) при нагрузке 10 г.

Для проведения испытаний на абразивное изнашивание вырезали образцы размером 50 x 50 мм, закаливали от различной температуры и шлифовали на глубину 1,8 мм. Изнашивание проводили со шлифованной стороны образца.

Испытания на изнашивание закрепленным абразивом проводили на установке Suga NUS-IS03 (Suga Test Instruments Co., Ltd., Japan) (Рис. 3). Абразивная бумага, покрытая карбидом кремния зернистостью 80 мкм, крепится на образующей колеса диаметром 12 мм. Плоский образец размером 50x50 мм прижимается к абразивному колесу нагрузкой 19,6 Н. За один проход колесо совершает возвратно-поступательное движение на расстояние 30 мм, изнашивая неподвижный образец. После каждого прохода колесо поворачивается на 0,9 градуса. После каждых 100 проходов образец очищается и взвешивается на аналитических весах с ценой деления 0,1 мг. После 400 проходов (полный оборот диска) абразивная бумага заменяется на новую. Один образец испытывают в течение 2000 проходов, что соответствует 120 м пути трения. Испытания одного образца повторяются дважды. За результат принимают среднюю потерю массы за два испытания.

Рентгеновские дифрактограммы получены с помощью дифрактометра Bruker D8 Discover. Для исследования микроструктур использовали оптический микроскоп Zeiss Neophot 32.

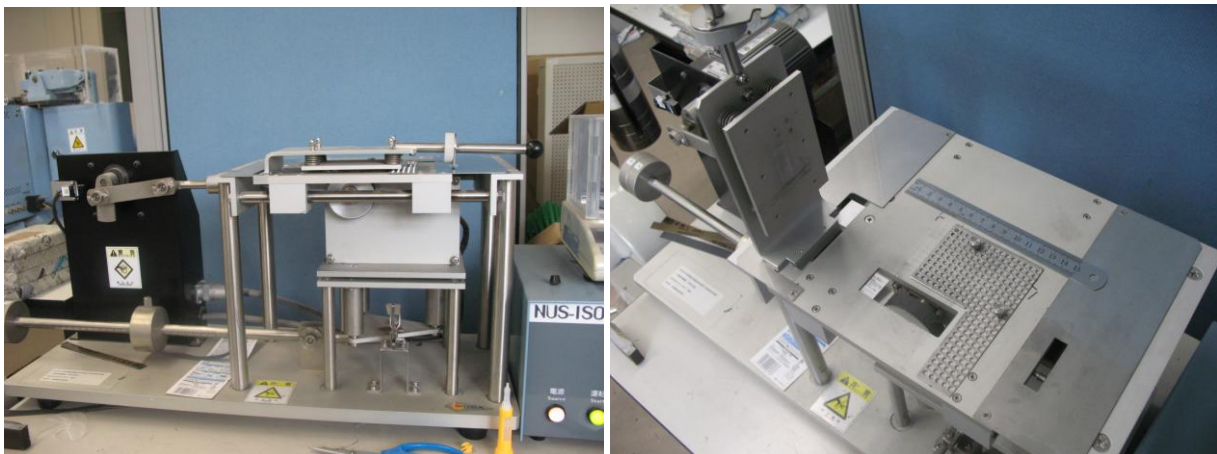


Рис. 3. - Установка для испытаний на абразивное изнашивание

Результаты. Содержание углерода непрерывно возрастает от поверхности вглубь обезуглероженного слоя. Следовательно, износостойкость закаленных образцов должна значительно изменяться по глубине. Это изменение можно оценить двумя способами.

1. Прямые испытания на изнашивание, начиная с поверхности, с постепенным снятием материала. Необходимо проводить непродолжительные циклы испытаний с измерением износа и толщины образца. Постепенно весь обезуглероженный слой будет изношен, и по набору полученных данных можно определить износостойкость материала по глубине.

Недостаток этого способа – крайне длительные испытания. Даже обычное машинное шлифование, при котором материал удаляется гораздо скорее, чем при испытаниях на изнашивание, занимает много времени.

2. Если образцы стали закалить от различной температуры, то в сердцевине будет получен ряд структур с различным содержанием аустенита. Например, после закалки от 1000 °С в структуре содержится около 90% аустенита (рис. 4), поскольку для стали данного состава точка Мн составляет около 33 °С [6].

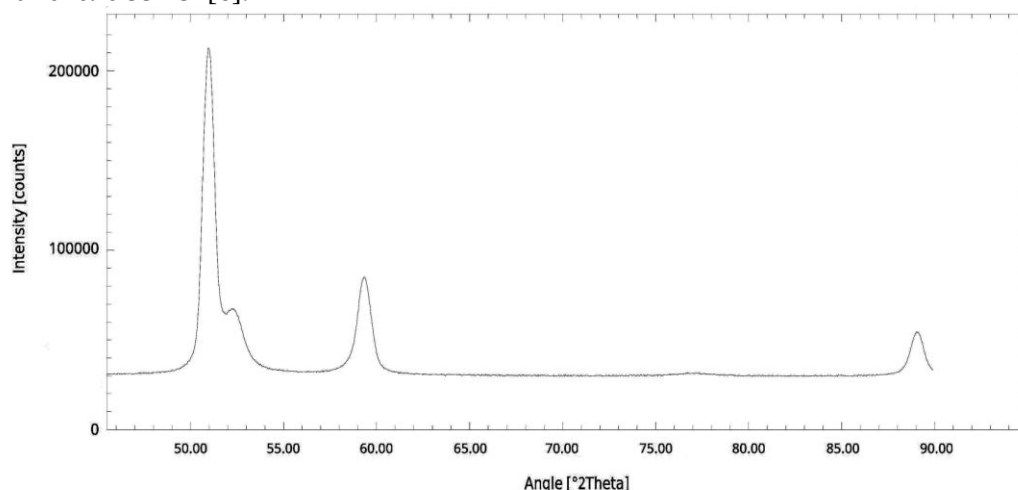


Рис. 4. - Дифрактограмма стали на глубине 1,8 мм от поверхности после закалки от 1000 °С

Уменьшая температуру нагрева под закалку в диапазоне 1000-800 °С, получим набор структур с различным количеством аустенита. Это изменение структуры будет идентично изменению структуры по глубине обезуглероженного слоя (см. рис. 1). Поэтому испытания на АИ образцов после закалки от различной температуры позволяют судить об износостойкости обезуглероженного слоя стали, закаленной от 1000 °С.

Исследования по второму способу можно провести в гораздо более сжатые сроки. Поэтому испытания на АИ были проведены на образцах стали, закаленной от различных температур в диапазоне 1000-800 °С после шлифования на глубину 1,8 мм.

В результате испытаний установлено, что температура закалки значительно влияет на износ образцов (рис. 5).

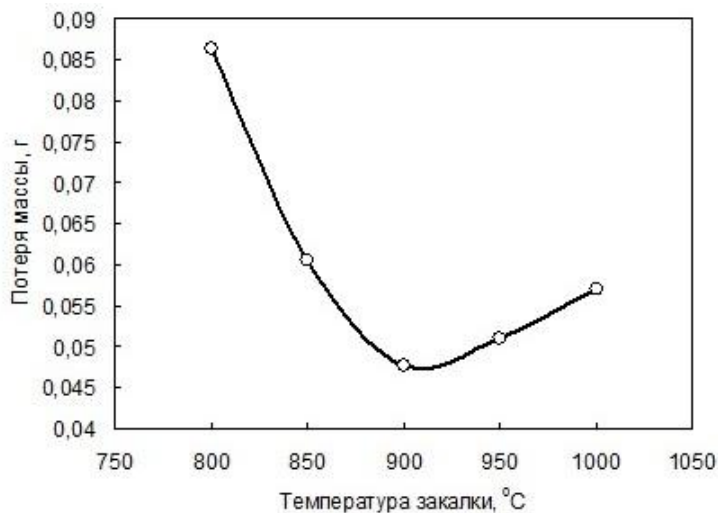


Рис. 5. - Влияние температуры закалки на износ образцов стали 120Г3С2

Минимальный износ получен при закалке от 900 °С. Измерения микротвердости изношенной поверхности образцов, закаленных от различных температур, согласуются с результатами испытаний на изнашивание (табл. 1).

Таблица 1

Микротвердость поверхности трения образцов стали после закалки от различной температуры

t, °C	Измерения										Средняя
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
800	1018	960	1018	960	1018	857	1049	960	932	906	967,8
850	960	1018	1049	1049	932	906	960	932	1018	960	978,4
900	1189	1116	988	1049	1049	1151	1189	1110	1045	1150	1103,6
950	1082	1116	1189	988	1049	1116	1049	1151	1082	1082	1090,4
1000	1116	932	1313	932	1049	960	1049	1082	1116	906	1045,5

Как отмечено выше, при АИ нестабильного аустенита происходят фазовые превращения в поверхностном слое. Это объясняет столь значительное упрочнение – от 300 HV для исходного материала до 1150 HV на изношенной поверхности. Микроструктура изношенной поверхности образцов, закаленных от 1000 °С, показана на рис. 6.

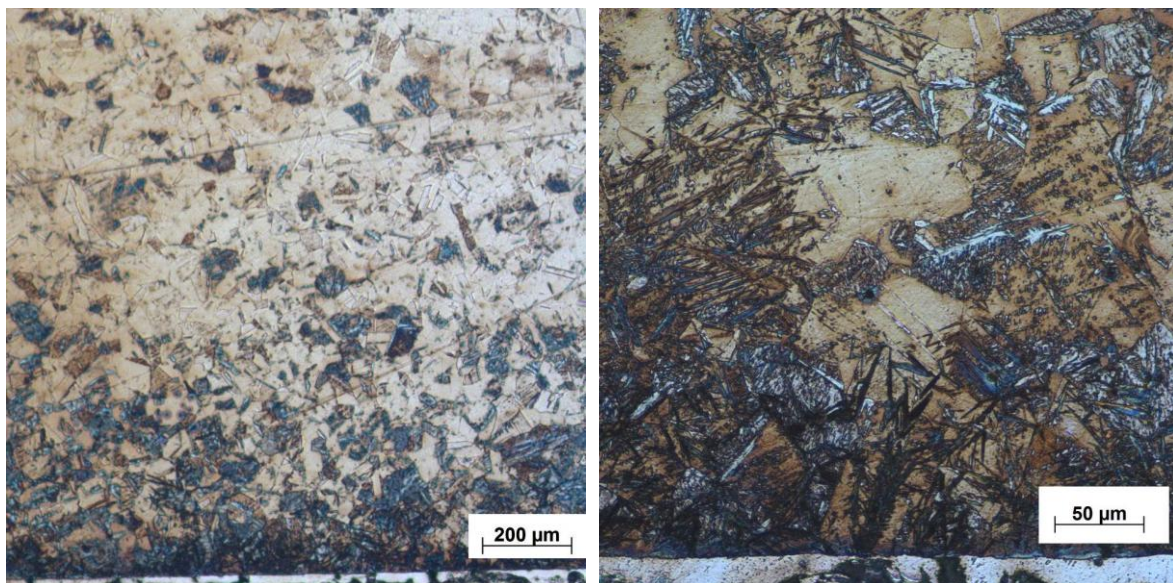


Рис. 6. - Микроструктура изношенной поверхности стали, закаленной от 1000 °С

Результаты испытаний на изнашивание позволяют оценить износостойкость обезуглероженного слоя.

За единицу износостойкости принята износостойкость поверхности, в структуре которой после закалки от 1000 °С содержится максимальное количество мартенсита (твёрдость 750 HV, см. рис. 1). Это соответствует точке максимального износа после закалки от 800 °С на рис. 5.

По мере углубления внутрь обезуглероженного слоя твёрдость снижается, количество аустенита увеличивается, и относительная износостойкость возрастает – рис. 7. Этот вывод справедлив, поскольку по мере увеличения температуры закалки износ на рис. 5 уменьшается, а износостойкость есть величина, обратная износу.

Максимум износостойкости достигается на глубине 0,75-1,00 мм. Структура материала на этой глубине идентична структуре, получаемой после закалки необезуглероженной стали от 900 °С. С дальнейшим увеличением расстояния от поверхности износостойкость незначительно снижается, но все равно остается на гораздо более высоком уровне, чем износостойкость поверхности.

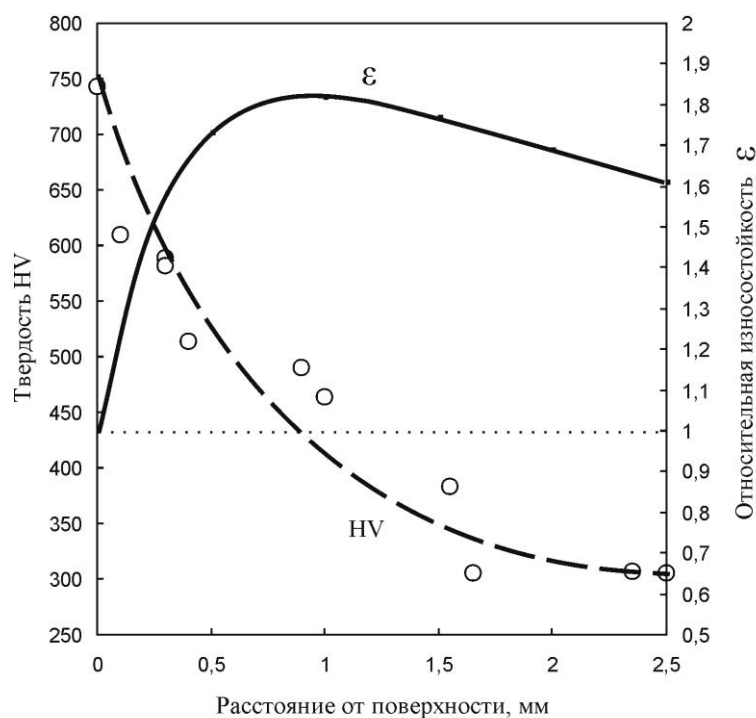


Рис. 7. - Изменение износостойкости стали 120Г3С2 по глубине обезуглероженного слоя. Закалка от 1000 °С

Таким образом, получено распределение относительной износостойкости по глубине обезуглероженного слоя стали 120Г3С2, закаленной от 1000 °С.

Выводы и перспективы дальнейших исследований

Анализ полученной зависимости износостойкости от глубины обезуглероженного слоя стали 120Г3С2 позволяет сделать следующие выводы.

1. В исследованных условиях АИ максимум износостойкости достигается при аустенито-мартенситной структуре, когда соотношение количества аустенита и мартенсита примерно одинаково.

2. Обезуглераживание поверхности высокоуглеродистых сталей при нагреве под закалку не всегда отрицательно влияет на износостойкость. В некоторых условиях АИ может быть получено локальное увеличение износостойкости, что может оказать положительное влияние на общий ресурс работы детали.

3. Вероятно, следует корректировать содержание углерода в износостойких сталях для различных условий изнашивания, поскольку структура с максимальным содержанием аустенита не всегда обладает максимальной износостойкостью.

Дальнейшие исследования могут быть направлены на исследование износостойкости обезуглероженных слоев высокоуглеродистых сталей в разных условиях изнашивания и корректировку состава износостойких сталей для различных условий эксплуатации.

Литература

1. Jeffrey A. Hawk et al.: Abrasive Wear Failures, in: ASM Handbook Volume 11, Failure Analysis and Prevention, ASM International, Metals Park, pp. 906 - 921, 2002.
2. Schastlivtsev, V. M., Filippov, M. A.: Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1: 6-9, 2005.
3. Malinov, L. S. Obtaining in steel structure (along with martensite and carbides) metastable austenite to increase wear resistance under abrasive action / L. S. Malinov, I. E. Malysheva // *Университетская наука-2015 : тезисы докладов междунар. науч.-техн. конф., 19-20 мая 2015 г. : в 4-х т. / ГВУЗ «ПГТУ»*. – Мариуполь, 2015. – Т. 4. – С. 26-27.

4. Брыков М.Н., Ефременко В.Г., Ефременко А.В.: Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании: Научное издание. - Херсон : Гринь Д.С., 2014. – 364 с.
5. А.Д. Коваль, В.Г. Ефременко, М.Н. Брыков, М.И. Андрущенко, Р.А. Куликовский, А.В. Ефременко. Принципы создания мелющих тел повышенной износостойкости. Часть 1. Износостойкость сплавов на основе железа при абразивном изнашивании // Трение и износ. –Т.33. – №1. – С. 52-61.
6. O.Hesse, J.Liefeith, M.Kunert, A.Kapustyan, M.Brykov, V.Efremenko. Bainit in Stählen mit hohem Widerstand gegen Abrasivverschleiß // Tribologie + Schmierungstechnik. – 2015. - № 2. – S.5-13.
7. Ya. Cheiliakh, O. Cheiliakh, K. Shimizu, T. Noguchi. Application of thermochemical treatment for creation of metastable modifications realizing the effect of selfstrengthening at steel wear // Вісник приазовського державного технічного університету. - Серія: Технічні науки. - 2013. – 27. – С.98-110.

Рецензенты

Ивченко Леонид Иосифович, заведующий кафедрой «Металлорежущие станки и инструменты» Запорожского национального технического университета, д-р техн. наук, профессор

Перемитько Валерий Викторович, профессор кафедры «Технологии и оборудование сварки» Днепропетровского государственного технического университета, д-р техн. наук

Стаття надійшла до редакції 28.04.2017

УДК 669.136.9

Ю.Г. Чабак¹, В.И. Зурнаджи¹, Н.П. Зайчук², Т.В. Пастухова¹, В.Г. Ефременко¹ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»¹Луцкий национальный технический университет²**ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИМПУЛЬСНО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ ВОЛЬФРАМОМ И ХРОМОМ**

В статье описана микроструктура и абразивная износостойкость покрытий, полученных импульсно-плазменной обработкой при варьировании материалом катода (сталь Р18 и белый чугун с 28 % Cr). Установлено, что после нанесения в покрытиях формируется пересыщенный твердый раствор с микротвердостью 500-700 HV. При дополнительной термообработке в покрытиях выделяются дисперсные карбиды, что повышает микротвердость до 1200-1600 HV, а абразивную износостойкость - на 29-77 %. Наиболее износостойкими являются слоистые покрытия, полученные чередованием катодов при обработке.

Ключевые слова: импульсно-плазменное покрытие, микроструктура, карбиды, износостойкость.

**Ю.Г. Чабак, В.И. Зурнаджи, Н.П. Зайчук, Т.В. Пастухова, В.Г. Ефременко
ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ, ЛЕГОВАНИХ
ВОЛЬФРАМОМ І ХРОМОМ**

У статті описана микроструктура і абразивна зносостійкість покриттів, отриманих імпульсно-плазмовою обробкою при варіюванні матеріалом катода (сталь Р18 і білий чавун з 28% Cr). Встановлено, що після нанесення в покриттях формується пересичений твердий розчин з микротвердістю 500-700 HV. При додатковій термообробці в покриттях виділяються дисперсні карбіді, що підвищує микротвердість до 1200-1600 HV, а абразивну зносостійкість - на 29-77%. Найбільш зносостійкими є шаруваті покриття, отримані чергуванням катодів при обробці.

Ключові слова: імпульсно-плазмове покриття, микроструктура, карбіді, зносостійкість.

**Yu.G. Chabak, V.I. Zurnadghy, N.P. Zaichuk, T.V. Pastukhova, V.G. Efremenko
WEAR-RESISTANCE OF PULSED-PLASMA COATINGS ALLOYED WITH TUNGSTEN AND CHROMIUM**

The paper presents data on the microstructure and abrasive wear resistance of coatings obtained by pulsed-plasma treatment using an electrothermal axial plasma accelerator when the cathode material is varied. The cathodes used were P18 steel and white cast iron containing 28% chromium. It is established that pulsed-plasma deposition with 10 pulses resulted in formation of the coatings of about 100 μm thickness. After deposition the coatings had a microstructure consisted of oversaturated solid solution (mixture of $\alpha\text{-Fe}$ and $\gamma\text{-Fe}$) having a microhardness of 500-700 HV. During pos-plasma heat treatment, the dispersed carbides are precipitated from solid solution leading to increases of coatings microhardness up to 1200-1600 HV, while their abrasive wear resistance increased by 29-77%. The highest wear resistance was attributed to layered coatings obtained by alternating cathodes in pulse-plasma processing. This could be explained by Cr/W-rich carbides formation in diffusion transition zones between the layers.

Keywords: pulse-plasma coating, microstructure, carbides, wear resistance.

Постановка проблемы. Повышение надежности и долговечности деталей машин и инструмента остается актуальной проблемой современного трибоматериаловедения. Для ее решения используются различные технологии инженерии поверхности, включая методы плазменного упрочнения поверхности. Плазменное упрочнение развивается в направлении совершенствования технологии нанесения защитных покрытий с заданными эксплуатационными свойствами.

Анализ последних исследований и публикаций. Среди плазменных технологий особое место занимает импульсно-плазменная обработка (ИПО), используемая для поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента [1, 2]. Факторами упрочнения при ИПО являются модификация поверхности изделия и формирование защитного слоя, состоящего из компонентов электродов плазматрона и плазмообразующей среды [3, 4]. Модифицирующее воздействие (т.е. изменение структуры и свойств материала) обеспечивается за счет скоростного нагрева поверхности и быстрого отвода тепла вглубь детали (скоростная закалка), деформационного воздействия плазменного импульса и радиационно-стимулированного диффузионного насыщения элементами, расположенными на поверхности [4, 5]. Известны различные методы генерирования плазменных импульсов, различающиеся конструкцией и принципом работы плазменных генераторов [6, 7]. В работах [8, 9] описана возможность применения электротермического аксиального плазменного ускорителя (ЭАПУ) для решения задач инженерии поверхности. Опубликованы данные [10-12] относительно использования ЭАПУ для нанесения покрытий из титана, углеродистой стали, инструментальной быстрорежущей стали, высокохромистого чугуна. В этих статьях описаны

микроструктурное состояние, фазовый химический состав и распределение микротвердости в пределах импульсно-плазменных покрытий; вместе с тем, в них отсутствуют данные относительно трибологических свойств сформированных защитных слоев, что представляет определенный научный и практический интерес.

Цель работы – исследование абразивной износостойкости импульсно-плазменных покрытий, нанесенных с помощью электротермического аксиального плазменного ускорителя.

Методика. Нанесение покрытий производили с помощью ЭАПУ, схема которого представлена на рис. 1. Ускоритель состоит из разрядной камеры в виде трубчатого разрядника РТФ-6-0,5/10У1 и электрической схемы его подключения [8, 9]. В разрядной камере, представляющей собой бумажно-бакелитовую трубу с внутренним каналом диаметром 8 мм, вставляется сменный аксиальный электрод (катод) в виде стержня диаметром 5 мм. При замыкании искрового зазора возникает сильнотоочный электрический разряд, за время горения которого (около 1 мс) происходит резкое повышение температуры, приводящее к испарению стенок камеры и электродов с последующей ионизацией атомов и образованием плазмы [8]. Помимо испарения, поверхность электродов оплавляется, и их материал переносится плазменным потоком в виде микрокапель, которые кристаллизуются на обрабатываемой поверхности.

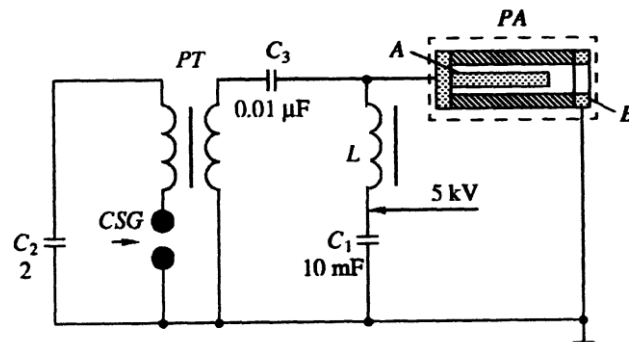


Рис. 1. Электрическая схема подключения ЭАПУ [8, 9]: А и В – электроды, РА – трубчатый разрядник, C_1 – емкостной накопитель энергии (10 мкФ), C_2 – накопитель «спускового» устройства, C_3 – блокирующий накопитель, L – катушка нелинейной индуктивности, РТ – трансформатор, CSG – искровой зазор

ИПО осуществляли при следующих параметрах: накапливаемое в конденсаторе и подаваемое на электроды напряжение – 4 кВ; расстояние между электродами – 50 мм; амплитуда тока – 18 кА. Обработку проводили в среде воздуха при атмосферном давлении. В качестве центрального электрода использовали стержни, изготовленные из быстрорежущей стали Р18 по [ГОСТ 19265-73](#) (номинальный состав: 0,73-0,83 % С, 3,8-4,4 % Cr, до 0,5 % Mn; до 0,5 % Si, 17-18,5 W, 1-1,4 % V) и высокохромистого чугуна (ВХЧ) состава: 2,34 % С, 27,39 % Cr, 3,13 % Mn; 1,26 % Si, 0,20 % Ti. Общее количество импульсов варьировалось от 8 до 10. Используя разные катоды и чередуя их при обработке, добивались формирования слоистых покрытий. Были использованы следующие схемы нанесения: № 1 (10W18), № 2 (10Cr28), №3 (5W18+5Cr28), № 4 (5Cr28+5W18), № 5 (2Cr28+2W18+2Cr28+2W18). В обозначении схем число указывает количество импульсов, нанесенных с применением катодов из стали Р18 (W18) и ВХЧ (Cr28).

Покрытия наносили на образцы размером 10x10x25 мм, изготовленные из чугуна состава: 2,60 % С; 14,50 % Cr; 3,96 % Mn; 1,38 % Si; 0,10 % Ti; 0,10 % V; 0,21 % Ni. Часть обработанных ИПО образцов подвергали пост-плазменной термической обработке (ППТО) по режиму: нагрев при 950 °С в течение 2 ч с охлаждением в масле. Нагрев проводили в муфельной электрической печи в засыпке из отработанного карбюризатора для предотвращения окисления и обезуглероживания поверхности образцов.

Микроструктуру покрытий исследовали с применением оптического микроскопа Nikon Eclipse M200 после травления 4%-м раствором нитала. Микротвердость замеряли с помощью твердомера FM-300 (Future-Tech) при нагрузке 20-50 г. Испытание на абразивное изнашивание проводили по схеме «Three-body-abrasion» трением о вращающийся резиновый валик диаметром 40 мм с абразивной прослойкой. Абразивом служил электрокорунд крупностью 0,3-0,5 мм; образец прижимался к валику усилием 10 Н; длительность испытания составляла 1 час. Каждые пять минут образец взвешивался на электронных весах ВЛР-20 с точностью 0,0001 г для построения кумулятивной кривой изнашивания.

Результаты исследований и их обсуждение. При исследовании микроструктуры на поверхности всех обработанных образцов были выявлены покрытия с толщиной около 100 мкм (рис.2).

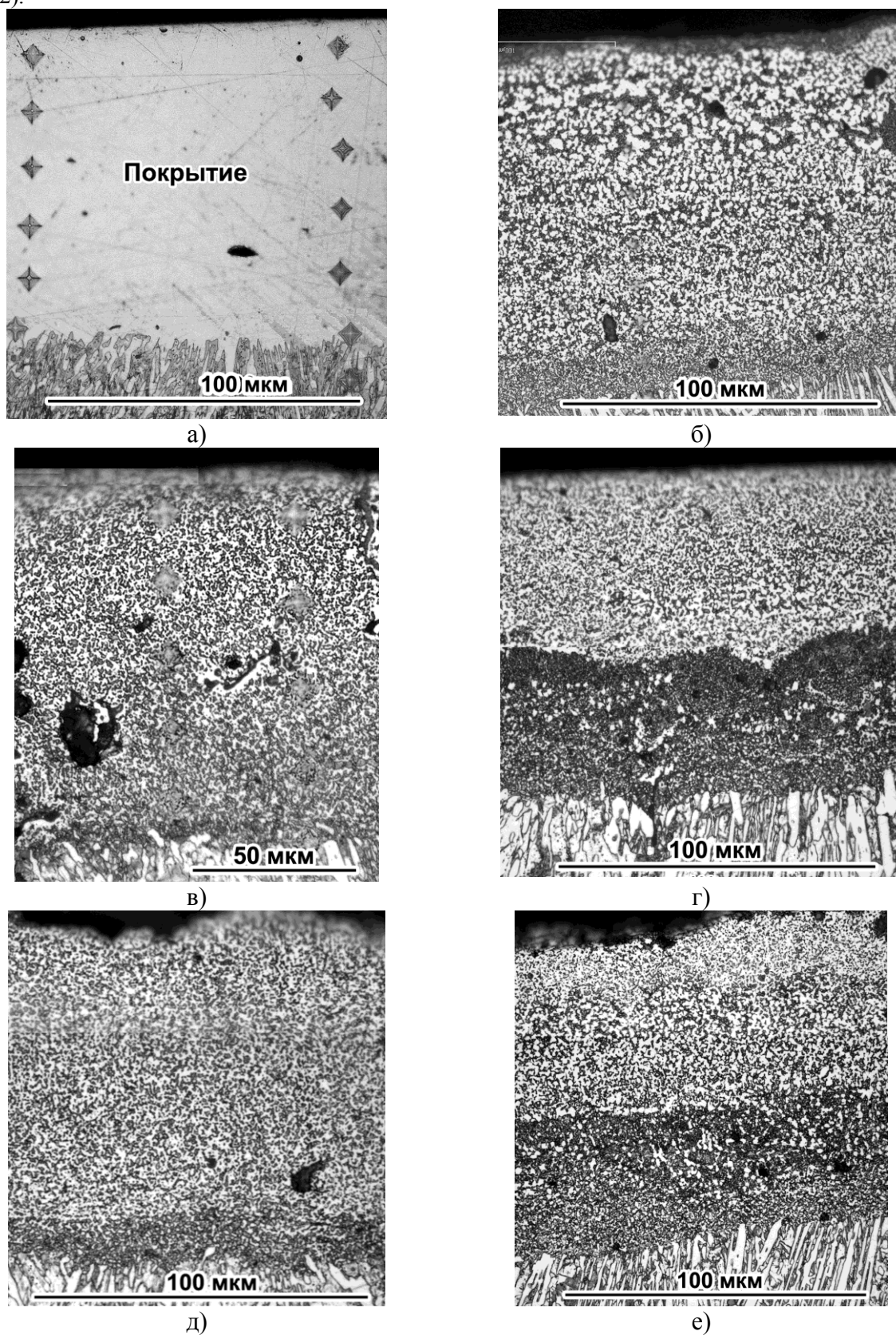


Рис. 2. Микроструктура покрытий, полученных по схемам: № 1 (10W18) (а, б), № 2 (10Cr28) (в), №3 (5W18+5Cr28) (г), № 4 (5Cr28+5W18) (д), № 5 (2Cr28+2W18+2Cr28+2W18) (е) (а – после ИПО, б-е – ИПО+ППТО)

Независимо от схемы нанесения, в состоянии ИПО покрытия имели вид слаботравящегося поверхностного слоя, в пределах которого видны отдельные поры. Как было показано в [11] на основе рентгеновских исследований, в ИПО-состоянии структура покрытий состоит из смеси аустенита и мартенсита с небольшим количеством карбидов цементитного типа. Отсутствие карбидов хрома или вольфрама, характерных для исходной микроструктуры катодов, говорит о том, что при сверхбыстрой кристаллизации переносимого материала катодов на подложке формируется пересыщенный твердый раствор. Во всех покрытиях распределение микротвердости по сечению ИПО-покрытий имеет постоянный профиль, изменяясь в пределах 500-700 HV, что подтверждает данные рентгеноструктурного анализа. Дополнительная термическая обработка привела к резкому повышению микротвердости (до 1200-1600 HV) и изменению микроструктуры покрытий: они приобрели выражено гетерогенное строение с большим количеством дисперсных карбидных включений, распределенных в матрице (рис. 3, зона 1). Для покрытий, нанесенных с чередованием катодов, характерна слоистость, легко выявляемая по разнице в цвете: слои, полученные с применением катода из стали P18, имеют более темный цвет (рис. 2, г). На границе покрытия с основой залегает слой с дисперсной структурой, представляющий собой модифицированную поверхностную зону основы, возникшую в результате ее оплавления под воздействием плазмы [11, 12]. В этой зоне залегают дисперсные карбиды, выделившиеся при ППТО из пересыщенного аустенита (рис. 3, зона 2).

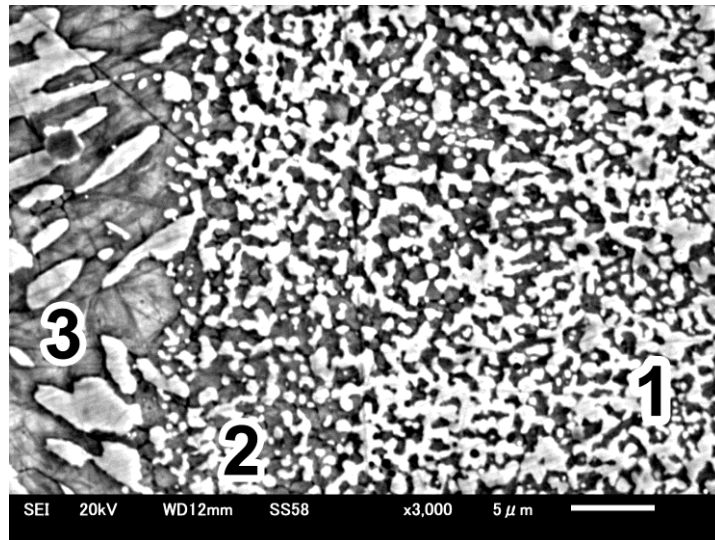


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя образца, обработанного по схеме №1 (10W18): 1 - покрытие, 2 - модифицированный слой основы, 3 - основа

На рис. 4 представлены результаты испытаний на абразивное изнашивание. Из рис. 4,а,в следует, что для всех режимов ИПО максимальный износ фиксируется после первых 5-10 минут испытаний, затем он резко снижается. Такой характер кривой износа объясняется наличием технологической шероховатости на поверхности образцов, вызванной неравномерностью распределения микрокапель наносимого материала по площади образца. В течение первых циклов испытаний приработка поверхности со срезанием выступов и сглаживанием рельефа, что сопровождается повышенной потерей массы покрытия. После завершения приработки и формирования рабочего рельефа износ стабилизируется, его величина определяется различиями в строении и свойствах материала покрытия. Сравнение кумулятивных кривых износа показывает, что в состоянии ИПО наименьший суммарный (0,034 г) износ имеет слоистое покрытие, нанесенное по схеме № 5 (10W18). Для других вариантов нанесения покрытия суммарный износ имеет близкие значения, варьируясь от 0,0389 г (10Cr28) до 0,041 г (5Cr28+5W18).

Испытание покрытий, подвергнутых пост-плазменной термической обработке, показало, что и в этом случае сохраняется описанный выше ниспадающий характер профиля кривой изнашивания с максимальным износом в начале испытаний. Анализ рис. 4,в показывает, что по уровню износостойкости термообработанные покрытия разделяются на три группы, при этом максимальная разница в суммарном износе между группами достигает 39 %. Наименее износостойким оказалось покрытие 10W18, суммарный износ которого составил 0,0318 г. Средний уровень износостойкости (0,026-0,027 г) продемонстрировали покрытия 10Cr28 и (5W18+5Cr28). И, наконец, самое высокое

сопротивление изнашиванию показали слоистые покрытия (2Cr28+2W18+2Cr28+2W18) и (5Cr28+5W18).

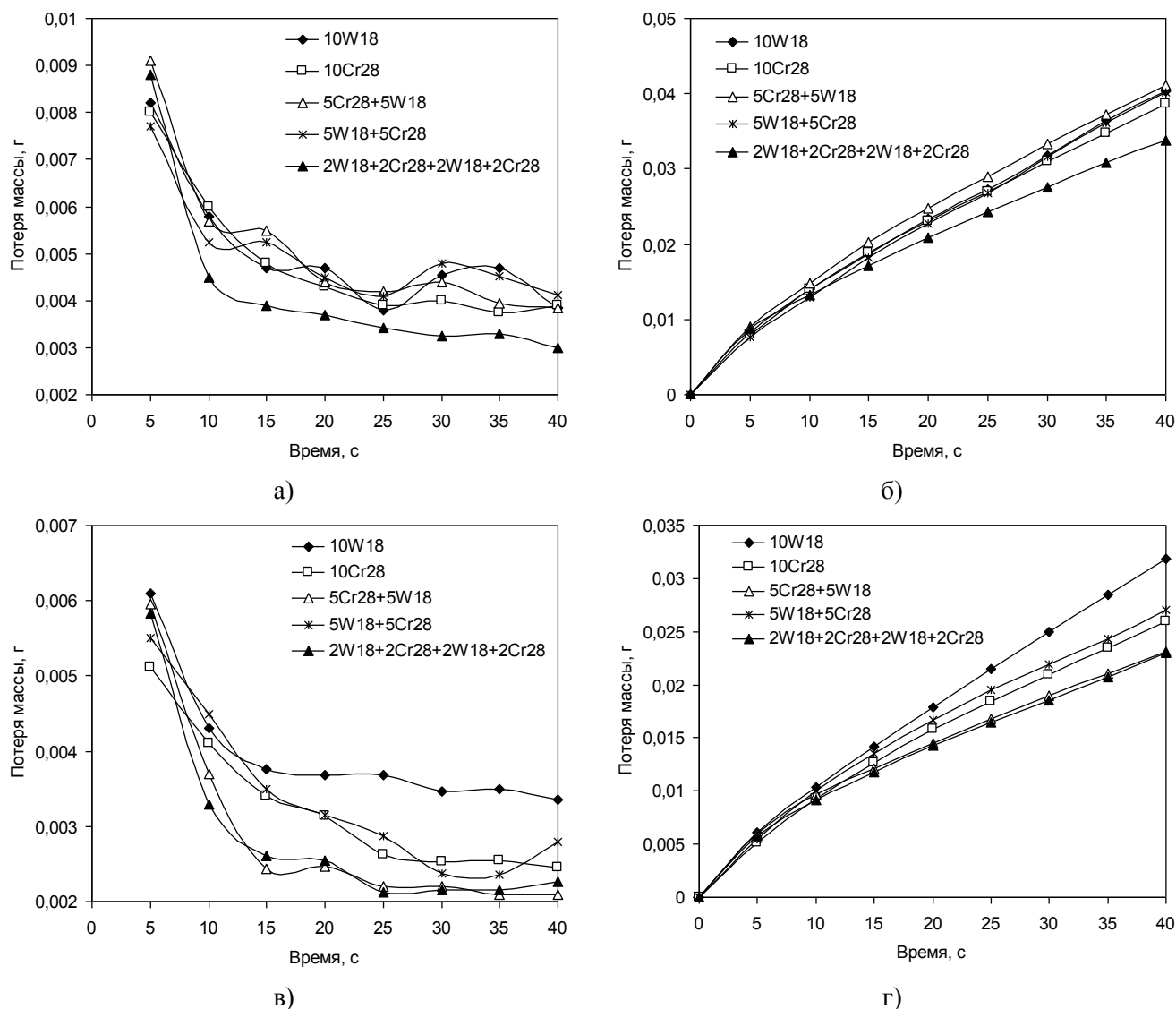


Рис. 4. Изменение потери массы во времени (а, в) и кумулятивные кривые износа (б, г) образцов (а, б – образцы после ИПО, в, г – ИПО+ППТО)

Сравнение результатов испытаний для ИПО и (ИПО+ППТО) обработок показало, что пост-плазменная термическая обработка повысила износостойкость всех исследованных покрытий (рис. 5). Коэффициент снижения износа варьируется от 1,26 (10W18) до 1,77 (5Cr28+5W18). Положительная роль ППТО заключается в протекании процессов, переводящих покрытие в термодинамически устойчивое состояние посредством распада пересыщенного твердого раствора с выделением большого количества карбидов. Обоеднение аустенита углеродом и легирующими элементами привело к повышению мартенситной точки M_n , что облегчило превращение аустенита в мартенсит при закалке масле. Это повысило твердость матрицы, что в совокупности с наличием карбидов обусловило 2-3-кратное повышение микротвердости покрытий по сравнению с ИПО-состоянием.

В ранее выполненных работах [11, 12] на основе результатов рентгеноструктурного анализа и энергодисперсионной спектроскопии показано, что в ходе выдержки при высокой температуре в покрытиях (в зависимости от схемы ИПО) формируются хромсодержащие карбиды M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_3C_2 , а также вольфрамсодержащие карбиды M_6C и M_2C . В слоистых покрытиях существуют переходные зоны, в которых за счет взаимного диффузионного обогащения карбиды легированы как хромом, так и вольфрамом. Очевидно, что это оказывает существенное влияние на трибологические свойства карбидов, поскольку, как показали испытания на износ, лучшая износостойкость характерна именно для слоистых покрытий. Наиболее износостойким следует признать покрытие,

нанесенное по схеме № 5 (2Cr28+2W18+2Cr28+2W18); оно имело минимальный износ как в ИПО-состоянии, так и после дополнительной термической обработки. Применение катода из стали P18 для нанесения монопровитий представляется малоэффективным, несмотря на высокое содержание вольфрама: износостойкость таких покровитий оказывается пониженной ввиду недостаточного количества карбидов, что связано с общим невысоким содержанием углерода в этой стали. Здесь полезным оказывается попеременное использование катодов, что позволяет обогащать вольфрам-содержащие слои хромом и углеродом за счет диффузии этих элементов из слоев, наносимых с применением катода из более углеродистого высокохромистого чугуна.

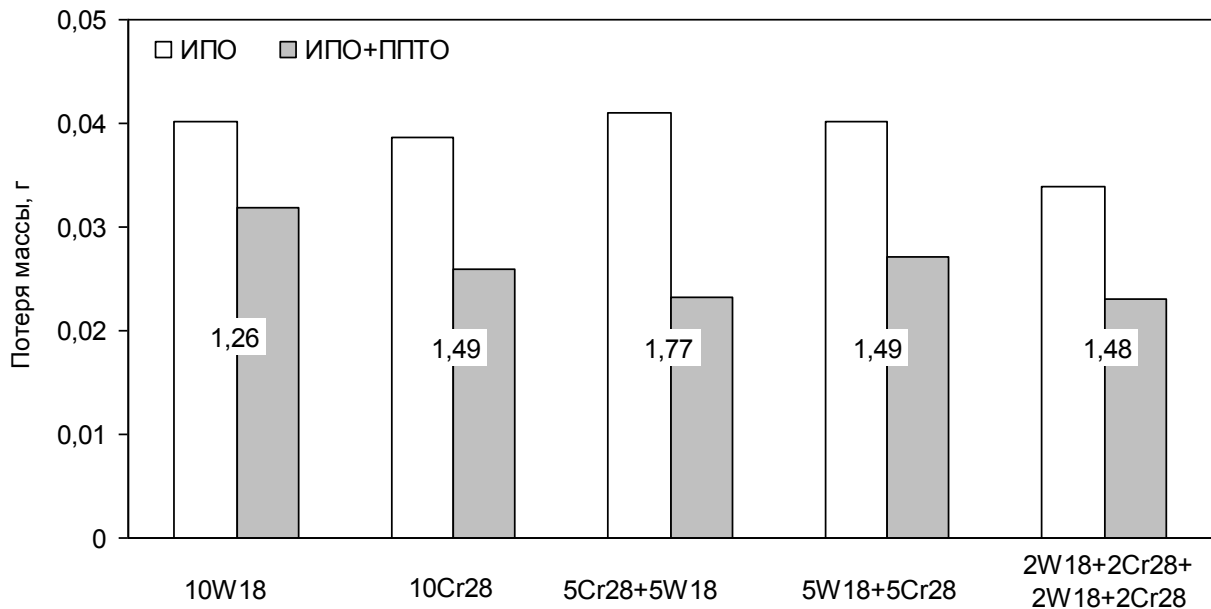


Рис. 5. Изменение суммарного износа покровитий в результате ППТО (числа - значения коэффициента снижения износа)

Представленные данные показывают, что импульсно-плазменная обработка с применением катодов из высоколегированных хром/вольфрам-содержащих сплавов в сочетании с пост-плазменной закалкой обеспечивает формирование износостойких покровитий на металлических поверхностях. Оптимизация схемы нанесения покровитий и сочетания материалов катода представляет интерес для дальнейших исследований.

Выводы.

1. Импульсно-плазменная обработка с применением электротермического аксиального плазменного ускорителя обеспечивает модифицирование поверхности с одновременным нанесением покровития. Покровитие формируется в основном за счет плазменного переноса материала катода.

2. Варьированием материала катода (сталь P18 и чугун с 28 % Cr) получены монопровития или слоистые покровития толщиной около 100 мкм с различным содержанием вольфрама и хрома. Сразу после ИПО покровития имеют однородную слаботравящуюся структуру с твердостью 500-700 HV. Дополнительная термическая обработка приводит к выделению большого количества дисперсных карбидов, легированных вольфрамом и (или) хромом, что повышает микротвердость покровитий до 1200-1600 HV и на 26-77 % - их абразивную износостойкость.

3. Наиболее высокой износостойкостью из исследованных вариантов обладает слоистое покровитие (2Cr28+2W18+2Cr28+2W18), полученное чередованием катодов при ИПО, что объясняется формированием сложнотермически-легированных карбидов в диффузионных переходных зонах между отдельными слоями.

Литература.

1. Батраченко А. В. Влияние импульсно-плазменной обработки на микроструктуру и свойства стали 65Г / А. В. Батраченко // Проблеми трибології. – 2014. - № 3. - С. 86-92.
2. Özbek Y. Y. Surface behavior of AISI 4140 modified with pulsed-plasma technique / Y. Y. Özbek, M. Durman //

Materiali in tehnologije (Materials and technology). – 2015. - №49 (3). - P. 441–445.

3. Kovaleva M. Characterization of Al_2O_3 coatings by multi-chamber gas-dynamic accelerator / [M. Kovaleva](#), [Yu. Tyurin](#), [N. Vasilik](#) [etc] // Surface and Coating Technology. – 2013. – № 232. – P. 719–725.

4. Погребняк А. Д. Импульсно-плазменная модификация свойств поверхности и нанесение покрытий / А. Д. Погребняк, Ю. Н. Тюрин // Успехи физического металловедения. – 2003. - Т. 4. - С. 1–66.

5. Romankov S. Pulsed plasma treatment of [Ti–Al coatings produced by mechanical alloying method](#) / S. Romankov, A. Mamaeva, S. D. Kaloshkin [etc] // Materials Letters. – 2007. - Vol. 61. - P. 5288–5291.

6. Тюрин Ю. Н. Плазменные упрочняющие технологии / Тюрин Ю. Н., Жадкевич М. Л. – К.: Наукова думка, 2008. – 215 с.

7. Sartowska B. Phase changes in steels irradiated with intense pulsed plasma beams / [B. Sartowska](#), [J. Piekoszewski](#), [L. Waliś](#) [etc] // Vacuum. – 2003. – № 70. – P. 285–291.

8. Kolyada Yu. E. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in scientific researches / Yu. E. Kolyada, V. I. Fedun // Problems of Atomic Science and Technology. Series «Plasma Electronics and New Acceleration Methods». – 2015. - № 4. - P. 325–330.

9. Kolyada Yu. E. Formation mechanism of the metallic nanostructures using pulsed axial electrothermal plasma accelerator / Yu. E. Kolyada, V. I. Fedun, V. I. Tyutyunnikov [etc] // Problems of Atomic Science and Technology. Series «Plasma Electronics and New Acceleration Methods». – 2013. - №4 (86). - P. 297–300.

10. Чейлях А. П. Структура и свойства стали 40Х после импульсно-плазменной обработки с использованием титанового электрода / А. П. Чейлях, Ю. Ю. Куцомеля, М. А. Рябикина [и др.] // Science and Education a New Dimension: Natural and Technical Science. – 2013. - Vol. 8. - С. 79–84.

11. Efremenko V. G. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness / V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, A. Lekatou [etc] // Surface and Coating Technology. – 2016. – Vol. 304. – P. 293–305.

12. Chabak Yu. G. Phase-Structural Composition of coating obtained by pulsed plasma treatment using eroded cathode of T1 high speed steel / Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, K. Shimizu [etc] // Problems of Atomic Science and Technology. Series «Plasma Electronics and New Acceleration Methods». – 2016. - № 4. – P.100–106.

Рецензент

Маслов Владимир Александрович, д.т.н., профессор ГБУЗ «Приазовский государственный технический университет»

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017

УДК 621.882

А.А. Шавель¹, М.М. Гарост¹, Е.В. Кривоносова², А.И. Гарост²
Белорусский национальный технический университет¹

Белорусский государственный технологический университет²

**МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА И НАДЕЖНОСТИ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ
СТРОИТЕЛЬНЫХ, ДОРОЖНЫХ И ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНЫХ МАШИН (СДМ И
ПТМ)**

Рассмотрены причины повреждения резьбовых соединений и приведены конструктивные и технологические решения для повышения качества и надежности резьбовых соединений СДМ и ПТМ.

Ключевые слова: резьбовые соединения, болты, гайки.

A.A. Shavel¹, M.M. Harast¹, E.V. Kryvonosova², A.I. Harast²
Belarusian National Technical University¹

Belarusian State Technological University²

**METHODS OF IMPROVING THE QUALITY AND RELIABILITY OF THREADED JOINTS IN
ROAD CONSTRUCTION AND HANDLING VEHICLES MACHINERY (RCM AND HVM)**

The causes of damage to threaded joints are considered and the constructive and technological solutions to improve the quality and reliability of the threaded joints of RCM and HVM are presented.

Key words: threaded joints, bolts, screw nuts.

А.А. Шавель, М.М. Гарост, О.В. Кривоносова, О.И. Гарост

**МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ТА НАДІЙНОСТІ РІЗЬБОВИХ З'ЄДНАНЬ
БУДІВЕЛЬНИХ, ДОРОЖНИХ І ПІДЙОМНО-ТРАНСПОРТНИХ МАШИН (СДМ та ПТМ)**

Постановка проблеми. Резьбовые соединения являются наиболее распространенным видом разъемных соединений. Они применяются в любой отрасли промышленности, практически в любом оборудовании. СДМ и ПТМ работают в различных условиях, поэтому резьбовые соединения подвергаются воздействию широкого диапазона нагрузок, температур, влаги, пыли и т.д. Большую часть резьбовых соединений, применяемых в современных СДМ и ПТМ, собирают с предварительной затяжкой. Напряжения предварительной затяжки устанавливают в соответствии с условиями герметичности и плотности стыка.

Причины повреждения резьбовых соединений СДМ и ПТМ. Одна из распространенных причин выхода из строя болтовых соединений – уменьшение силы предварительной затяжки соединения под действием динамических нагрузок. Уменьшение силы предварительной затяжки вызывается следующими факторами.

1) Появлением остаточных пластических деформаций болта и соединяемых деталей в результате смятия неровностей на стыках, релаксации напряжений, заключающейся в понижении начальных напряжений затяжки вследствие ползучести металла и др. Возможно также повышение рабочих нагрузок при работе машины на нерасчетном режиме (например, вследствие удара, при работе в резонансном режиме, при испытаниях и др.).

2) Возникновением контактных деформаций по стыковым поверхностям и в резьбе.

Результаты испытаний отдельных исследователей [1] свидетельствуют об уменьшении напряжения затяжки при увеличении числа циклов нагружения, обусловленном периодическим смятием гребешков на поверхностях контакта в резьбе. При первом обжатии - напряжение предварительной затяжки σ_0 уменьшается на 20...35 %; при втором - σ_0 уменьшается на 5...10 %; при третьем обжатии σ_0 не уменьшается. Уменьшение σ_0 повышает амплитуду переменных напряжений, что может вызвать преждевременное разрушение соединений от усталости.

Выше приведенные данные указывают на то, что для ответственных резьбовых соединений необходима повторная затяжка винтов. Авторы работы [2] считают целесообразным затяжку винтов проводить в два этапа: сначала затянуть все винты силой $1,2F_{зат}$, затем уменьшить эту силу до $F_{зат}$. При затяжке винтов следует пользоваться динамометрическим ключом, предварительно определив необходимый момент завинчивания и последовательность затяжки винтов или гаек. При напряжениях в витке от повторной силы затяжки, равных $(0,6...0,9)\sigma_0$ (σ_0 - предел текучести материала винта) и при достаточно высоких требованиях к шероховатости контактирующих поверхностей фланцев можно достичь требуемого коэффициента запаса [1]

$$S_{\sigma} = \frac{\sigma_{-1}}{k_{\sigma d} \sigma_a} \geq [S_{\sigma}], \quad (1)$$

где σ_{-1} – длительный предел выносливости материала;

$k_{\sigma d}$ – коэффициент снижения предела выносливости винта (в зависимости от материала $k_{\sigma d} = 3, 3 \dots 4, 5$);

σ_a – амплитуда напряжений в винте;

$[S_{\sigma}]$ – допустимый запас прочности, принимаемый не менее 2,5.

Амплитуда напряжений в винте

$$\sigma_a = F_a / (\pi d_3^2) / 4, \quad (2)$$

где F_a – амплитуда силы, нагружающей винт;

d_3 – внутренний диаметр резьбы винта.

3) Возникновением условий, вызывающих самопроизвольное отвинчивание гайки (винта). При уменьшении силы предварительной затяжки до определенной величины стык соединяемых деталей раскрывается и внешняя нагрузка полностью передается на болт, резко снижая долговечность соединения. Такие ситуации возникают при рядовой эксплуатации опорно-поворотных устройств грузоподъемных кранов стрелового типа, а также во время проведения статических испытаний этих кранов, которые испытываются нагрузкой на 25 % превышающей их паспортную грузоподъемность. Подобные ситуации имеют место при эксплуатации дорожно-строительных машин, имеющих опорно-поворотные круги.

Ослабление затяжки резьбового соединения нередко вызывает обрыв винтов по причине их усталостного разрушения.

Методы повышения качества и надежности резьбовых соединений. Повышение качества и надежности резьбовых соединений в машинах и механизмах может осуществляться разработкой конструктивных решений, применением технологических мероприятий, совершенствованием методов расчета.

Конструктивными мероприятиями, повышающими несущую способность болтов при действии циклических нагрузок являются: уменьшение шероховатости и повышение точности сопряженных поверхностей (уменьшение зазоров в резьбе, наличие плоских и перпендикулярных опорных поверхностей); повышение жесткости фланцев путем увеличения их толщины до двух диаметров болтов соединения; увеличение силы затяжки, применяя высокопрочные болты; уменьшение контактного давления под головкой болта и гайкой за счет применения жестких шайб вместо пружинных шайб и деформируемых пластин (так, например, в работе [3] рекомендуется применять шайбы термически обработанные и имеющие твердость в пределах 30...45 НРС); применение для стопорения резьбовых соединений от самоотвинчивания резьбовых фиксаторов в виде клея или герметика, которые заполняя пространство между витками резьбы и отвердевая также способствуют более равномерному распределению нагрузки по резьбе; применение твердосмазочных покрытий, которыми могут быть мягкие металлы, полимеры и композиционные материалы на основе твердых смазок (графита, MoS_2 и др.) и оптимизация шероховатости контактирующих поверхностей позволяют существенно повысить равномерность распределения нагрузки по виткам резьбовых сопряжений, а следовательно, надежность и эффективность крепежных резьб, а также винтовых передач [4]; применение метрической резьбы с профилем MJ по ГОСТ 30892-2002, который является модификацией профиля метрической резьбы по ГОСТ 9150-2002 и отличается от него увеличенным срезом по внутреннему диаметру гайки и увеличенным радиусом R закругления впадины резьбы винта (болта, шпильки), что приводит к увеличению податливости витков винта и более равномерному распределению осевой нагрузки по виткам резьбы на длине свинчивания соединения.

Мероприятия, перечисленные выше, в основном направлены на увеличение $\sum \lambda$ – суммы коэффициентов податливостей деталей системы болт. Согласно работам [1, 5] в соединении с одним болтом, затянутым силой $F_{зат}$ и нагруженным отрывной внешней нагрузкой $F_{вн}$ (рисунок) болт нагружен силой F_{σ} . На рисунке показаны конструкции с жестким болтом ($\chi_1 = 0,3$) и с высокой податливостью деталей системы болта ($\chi_2 = 0,1$), а также зависимости полного усилия в болте F_{σ} от внешней нагрузки $F_{вн}$, и влияние коэффициента внешней нагрузки χ на F_{σ} и на амплитуду цикла нагружения F_a .

Усилие, действующее на болт до раскрытия стыка, описывается уравнением

$$F_{\delta} = F_{\text{зат}} + \chi F_{\text{вн}}, \quad (3)$$

после раскрытия стыка – $F_{\delta} = F_{\text{вн}}$.

Коэффициент внешней нагрузки

$$\chi = \frac{1}{1 + \left(\frac{\sum_a \lambda}{\sum_{\delta} \lambda} \right)}, \quad (4)$$

где $\sum_a \lambda = \lambda_a + \lambda_{\delta}$ – сумма коэффициентов податливостей болта и гайки;

$\sum_{\delta} \lambda = \lambda_{\delta 1} + \lambda + \lambda_{\delta 2}$ – сумма коэффициентов податливостей деталей стыка.

Из рисунка видна эффективность снижения величины χ , для чего надо увеличить $\sum_a \lambda$ и снизить $\sum_{\delta} \lambda$ (см. формулу 4).

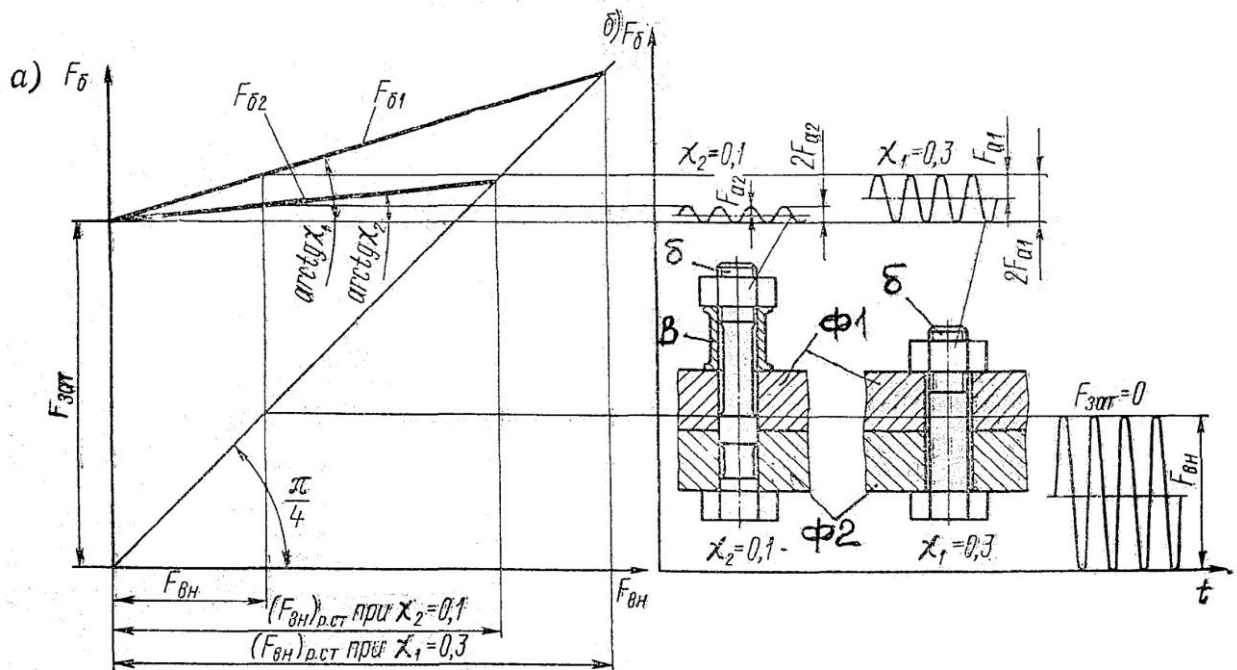


Рис. 1 Влияние коэффициента внешней нагрузки χ на осевое усилие болта F_{δ} и на амплитуду цикла нагрузки F_a : $(F_{\text{вн}})_{\text{р.ст}}$ – внешнее усилие, при котором возникает раскрытие стыка

$\sum_a \lambda$ растет с увеличением длины болта (δ) и высоты втулки (B), уменьшением диаметра не нарезанного участка стержня болта, уменьшением диаметра резьбы, за счет увеличения, где это целесообразно, количества болтов Z . Факторы влияющие на снижение $\sum_{\delta} \lambda$ указаны выше.

С переходом от $\chi_1 = 0,3$ к $\chi_2 = 0,1$ амплитуда цикла нагрузки, определяемая по формуле $F_a = 0,5\chi F_{\delta 1}$, уменьшается в три раза, также уменьшается и амплитуда напряжений (см. формулу 2), а коэффициент запаса (см. формулу 1) увеличивается.

По мнению авторов работы [6] целесообразнее добиваться равнопрочности витков по всей контактной высоте резьбового соединения за счет неравномерного распределения усилия по виткам по высоте резьбовой части. В наиболее напряженных местах – во впадинах витков, где суммируются напряжения в стержне с напряжениями от изгиба витков, эквивалентные

напряжения максимальны. Так как напряжения растяжения в элементах болта и сжатия в элементах гайки к концу резьбового соединения уменьшаются, то для поддержания равнопрочности необходимо увеличивать составляющие напряжений от изгиба витков. Оказалось технологически это легче всего добиться изменением шагов витков гайки (так для резьбы М 10 с шестью витками изменения шага, мм: 1 – (+6,23); 2 – (+3,4); 3 – (+0,5); 4 – (- 2,0); 5 – (-5,1); 6 – (-7,85)).

В равнопрочной резьбе, регулируя шаги витков гайки, можно снизить максимальные эквивалентные напряжения на 50 % по сравнению с напряжениями в точной равношаговой резьбе, что приводит к повышению усталостной прочности.

Исследования авторов работы [6] показали, что при высоких частотах возбуждения изделия переменными усилиями (преимущественно со стороны корпуса и, особенно в зонах действия собственных частот элементов резьбовых соединений) распределение усилий может значительно отличаться от их распределения в статике.

В [7] показано, что при увеличении высоты гайки увеличивается изгибная жесткость, что приводит к снижению нагрузки на опорном винте и уменьшению радиальной деформации гайки.

В настоящее время основными способами изготовления резьбы является нарезание и накатывание, причем накатывание – основной метод изготовления резьбы на деталях ответственных соединений. Накатывание резьбы повышает усталостную прочность соединения за счет создания остаточных напряжений. Аналогичный эффект достигается и при нарезании резьбы с последующим обкатыванием впадин роликом, угол профиля которого на 4...6 градусов меньше угла профиля резьбы.

Авторы работы [1] считают, что термообработку накатанных резьб проводить не целесообразно, так как при нагревании происходит снятие полезных остаточных напряжений и обезуглероживание поверхностных слоев, что снижает предел выносливости соединений.

Для повышения долговечности резьбовых соединений после нарезания или накатывания резьбы в работе [8] предложена технология электрохимической обработки при закалке и отделочно – упрочняющей обработке резьбы. При этом исключается окисление и обезуглероживание поверхности, формируется виток резьбы, закаленный поверхностно (глубина слоя повышенной твердости 48...68 HRC) при сохранении вязкой сердцевины витков.

Авторы работы [9] для повышения износостойкости резьбового соединения предлагают осуществлять закалку боковой поверхности зубца резьбы непрерывным излучением итербиевого волоконного лазера. Твердость упрочненного мартенситного слоя составила 630-670 HV, тогда как основного металла – не выше 210-240 HV.

В работе [10] предлагается запас усталостной прочности определять с учетом таких дополнительных факторов, как износ крепежных и соединяемых деталей при частичном раскрытии стыка, и коррозии путем введения в выражения для определения коэффициента запаса усталостной прочности по нормальным напряжениям $k=1...3$ и по контактным напряжениям – $k=1...4$.

Автором работы [11] установлено, что повысить сопротивляемость высокопрочных болтов замедленному разрушению можно также регулированием остаточных напряжений в болтах (с созданием сжимающих напряжений в поверхностных слоях), существенно зависящих от температуры отпуска, к этой же цели может привести и изменение конструктивной формы стержня болта, направленное на снижение напряжений в резьбовой части и в зоне примыкания стержня болта к головке. Расчет высокопрочных болтов следует вести как и внецентренно растянутых стержней с учетом контактных перемещений и нагрузок.

Заключение. Анализ работ по резьбовым соединениям указывает на то, что их конструктивные решения и методы расчета на прочность требуют развития с учетом новых процессов и факторов, выявленных в последнее время в соединяемых деталях и самом резьбовом соединении, и экспериментальных исследований.

Список использованных источников

1. Биргер И.А., Иосилевич, Г.Б. Резьбовые и фланцевые соединения. – М.: Машиностроение, 1990. – 368 с.
2. Иванов А.С., Смирнов Н.И., Муркин С.В., Ермолаев М.М. Сопротивление усталости винтов резьбовых соединений погружных центробежных насосов при их нагружении круговым опрокидывающим моментом // Вестник машиностроения. 2015, №7. С.17-21.

3. Мельников Н.П. Металлические конструкции. Справочник проектировщика. 2-е изд., перераб. и дополн. - М.: Стройиздат, 1980. – 776 с.
4. Сутягин О.В., Мешков В.В., Мединцев С.В. Влияние твердосмазочных покрытий и шероховатости контактирующих поверхностей на распределение нагрузки по виткам резьбовых сопряжений и винтовых передач // Вестник машиностроения. 2015. №7. С. 46-50.
5. Кудрявцев В.Н. Детали машин. Л: Машиностроение. 1980. с. 464.
6. Курушин М.И., Курушин А.М., Курушин С.А. Новый способ повышения прочности резьбового соединения // Вестник машиностроения. 2012. №11. С. 13-15.
7. Цхой Э.Б. Совокупный учет радиальной деформации гайки, шероховатости витков и опорного изгибающего момента при деформациях резьбовых соединений // Вестник машиностроения. 2016. №3. С. 22-25.
8. Фёдоров Л.В., Фёдоров С.К., Нагнибедова Е.В., Салов В.Б. Повышение эксплуатационных свойств резьбовых соединений электрохимической обработкой // Вестник ФГОУ ВПО МГАУ. 2010. №2. С. 109 – 112.
9. Волков М.В., Кишалов А.А., Храмов В.Ю. Применение волоконного лазера для закалки резьбовых соединений с целью повышения их износостойкости // Изв. вузов. Приборостроение. 2014. Т. 57. №6. С. 68-72.
10. Егожев А.М., Апажев А.К. Общеметодологические принципы повышения надежности резьбовых соединений сельскохозяйственных машин и орудий. // Тракторы и сельхозмашины. 2016. №6. С. 35-39.
11. Мойсейчик Е.А. Работа растянутых высокопрочных болтов в элементах стальных конструкций и их склонность к замедленному разрушению // Вестник МГСУ. 2014. №11. С. 58-64.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017

УДК 539.3

В.І. Шваб'юк, О.В. Гуда, В.В. Шваб'юк*Луцький національний технічний університет***ДО ПРОБЛЕМИ РОЗРАХУНКУ ЦИЛІНДРИЧНИХ ОБОЛОНОК У ПОСТАНОВЦІ ГІПОТЕЗ ПРИКЛАДНИХ ТЕОРІЙ ТА ПРОСТОРОВОЇ ЗАДАЧІ ТЕОРІЇ ПРУЖНОСТІ**

Наведено аналіз варіантів побудови розрахункових рівнянь для циліндричних оболонок та методів одержання їх розв'язків на базі прикладних теорій, а також просторової задачі теорії пружності. Наведено числовий приклад для тестової задачі та дається аналіз отриманих результатів.

Ключові слова: прикладні теорії оболонок, осесиметрична задача теорії пружності, оболонки середньої товщини, символічний метод А.І.Лур'є

В.И. Швабюк, О.В. Гуда, В.В. Швабюк**К ПРОБЛЕМЕ РАСЧЕТА ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК В ПОСТАНОВКЕ ГИПОТЕЗ ПРИКЛАДНЫХ ТЕОРИЙ И ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ЗАДАЧИ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ**

Приведено анализ вариантов построения расчетных уравнений для цилиндрических оболочек та методов получения их решений на базе прикладных теорий, а также пространственной задачи теории упругости. Наведено численный пример для тестовой задачи. Дается анализ полученных результатов

Ключевые слова: прикладные теории оболочек, осесиметричная задача теории упругости, оболочки средней толщины, символический метод А.И.Лурье

V.I. Shvabyuk, O.V. Guda, V.V. Shvabyuk**TO THE PROBLEM OF CALCULATION CYLINDRICAL SHELLS IN FORMULATION OF HYPOTHESES APPLIED THEORIES AND SPATIAL THREE-DIMENSIONAL PROBLEM OF ELASTICITY**

Here is the analysis of variants of calculation equations for cylindrical shells and methods for their solutions based on the application of theories and spatial three-dimensional problem of elasticity. Analyzed the estimated equations and solutions of spatial problem of elasticity produced by synthesis methods A.I. Lur'ye and M.E Vashchenko-Zakharchenko and similar equations and solutions refined theory of bending cylindrical shells that take into account transverse strain and reduction. Represented an example of numerical illustration for test problem and also provided an analysis of the results.

Key words: applied theory of shells, axisymmetric elasticity, shell of medium thickness, symbolic method A.I.Lur'ye.

Вступ. Циліндрична оболонка є одною з найбільш поширених елементів тонкостінних несучих конструкцій, виготовлених як із традиційних, так і композитних матеріалів. У циліндричних оболонках вдало поєднуються переваги, які зв'язані з опуклістю серединної поверхні і відносною простотою технологій виготовлення. Крім того, така оболонка вигідна ще і тим, що при певних умовах закріплення країв її розрахункові рівняння дають можливість для деяких навантажень одержувати точні розв'язки, символічний метод Лур'є.

Постановка проблеми. Аналіз останніх досліджень і публікацій. У літературі відомо досить багато варіантів побудови розрахункових рівнянь для циліндричних оболонок та методів одержання їх розв'язків. Фундаментальні основи розрахунку таких оболонок закладені в рівняннях типу В.З. Власова [4], А.Л. Гольденвейзера [5], В.В. Новожилова [12] і інших, коли базовими гіпотезами були гіпотези Кірхгофа-Лява. Для композитних оболонок із малою зсувною жорсткістю значний вклад в побудову неklasичних теорій оболонок зроблено С.О. Амбарцумяном [1], В.В.Васильєвим [2], Я.М.Григоренком, А.Т. Василенком і Г.П. Голуб [6], В.Г.Піскуновим [13], О.О. Рассказовим [17], Б.Л. Пелехом [14], Б.Л. Пелехом і М.А. Сухорольським [15], І.Ю. Хомою [19] та іншими авторами [8, 20,21], які зводяться до наступної системи рівнянь:

$$D\Delta^2 w + (1 - \varepsilon\Delta)\Delta_k F = q - \varepsilon\Delta q; \quad \Delta^2 F - 2Eh\Delta_k w = 0; \quad \Delta\Omega - k^2\Omega = 0, \quad (1)$$

де $\Delta = \frac{1}{A_\alpha^2} \frac{\partial^2}{\partial \alpha^2} + \frac{1}{A_\beta^2} \frac{\partial^2}{\partial \beta^2}$; $\Delta_k = \frac{k_\beta}{A_\alpha^2} \frac{\partial^2}{\partial \alpha^2} + \frac{k_\alpha}{A_\beta^2} \frac{\partial^2}{\partial \beta^2}$; $k^2 = \frac{2}{\varepsilon(1-\nu)}$, $D = \frac{2}{3} \frac{Eh^3}{1-\nu^2}$; w – функція

прогину серединної поверхні оболонки; $F(\alpha, \beta)$ – функція зусиль В.З. Власова [4], $\Omega(\alpha, \beta)$ – функція кручення, що є розв'язком рівняння Гельмгольца; $k_\alpha, k_\beta, A_\alpha, A_\beta$ – кривини та коефіцієнти Ляме координатних ліній серединної поверхні оболонки: $k_x = 0$, $k_\varphi = 1/R$; $A_x = 1$; $A_\varphi = R$;

$\varepsilon = D/(2k'Gh)$ – параметр, за допомогою якого враховується поправка від впливу деформації поперечного зсуву; $2h$ – товщина оболонки, R – середній радіус оболонки (рис. 1).

При цьому вважається, що серединна поверхня оболонки віднесена до ліній кривини α і β , які будуть відігравати відповідно роль твірної і напрямної. Для більшої зручності користаються заміною змінних системи координат: $\alpha = x$, $\beta = \varphi$. Тут x – віддаль точки вздовж твірної від початкового поперечного (екваторіального) перерізу; φ – кут між початковою і будь-якою меридіональними площинами.

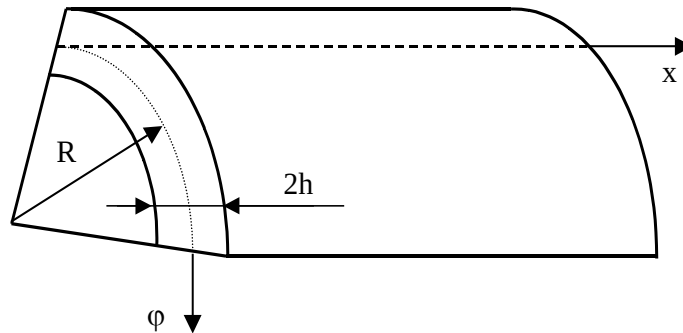


Рис. 1. Елемент кругової циліндричної оболонки

Теорії, що описуються системою рівнянь (1), називають теоріями оболонок типу Тимошенка, які, крім урахування деформацій поперечного зсуву, усувають ще й деякі математичні протиріччя, які має класична теорія оболонок. Основними із них є невідповідність порядку розрахункових диференціальних рівнянь кількості граничних умов, а також досить жорсткі гіпотези із розподілу напружень та переміщень за товщиною оболонки. Теорія типу Тимошенка має вищий – десятий порядок розрахункових диференціальних рівнянь (1) – у порівнянні з класичною, яка має восьмий порядок (відсутнє рівняння Гельмгольца). Тому відповідно до цієї теорії на краях оболонки можна задовольнити уже п'яти “природним” граничним умовам.

Оцінка напружено-деформованого стану в таких оболонках здійснюється на основі спрощених формул, де нормальні та тангенціальні напруження виражаються через згинальні моменти та поперечні сили відповідно до гіпотез, що закладені у згаданих моделях. Поклавши у першому рівнянні (1) параметр $\varepsilon = 0$ та, відкинувши однорідне рівняння Гельмгольца, що описує так званий вихровий крайовий ефект Рейсснера, отримаємо рівняння класичної теорії пологих оболонок Кірхгофа-Лява, що будується на гіпотезі недеформівних нормалей та нехтуванні нормальними напруженнями σ_z . Застосування гіпотези недеформівних нормалей вносить похибки, що не усуваються як у класичній теорії, так і в теоріях типу Тимошенка.

Товстостінні циліндричні оболонки з анізотропного матеріалу на основі рівнянь теорії пружності досить детально розглянуті у відомих роботах О.М. Гузя та ін. [7], Я.М. Григоренка і його учнів [6]. Отримані ними розв'язки задач можуть бути використані для порівняння з відповідними результатами класичної та уточнених теорій оболонок із метою визначення областей їх застосування. Особливо це є важливим при дослідженнях впливу анізотропії матеріалу на критичні навантаження, а також у дослідженнях контактних задач. Разом з тим, розрахунок циліндричних оболонок із використанням прикладних теорій призводить, у деяких випадках навантажень, до значних похибок, а при безпосередньому інтегруванні рівнянь теорії пружності отримати замкнуті розв'язки практично неможливо. Числова реалізація останніх потребує значних витрат часу на ПЕОМ і ускладнюється при зменшенні параметра $\varepsilon = h/R$. Для випадку нерівномірно нагрітих та навантажених пластин В.М. Максимовичем [10], шляхом синтезу методів А.І.Лур'є [9] та М.Є. Ващенко-Захарченка [2], проведено покращення збіжності рядів і побудовано на цій основі співвідношення, які уточнюють прикладні рівняння тонких пластинок. Нехтуючи величинами порядку ε^2 порівняно з одиницею, у працях [10,11] отримано загальний розв'язок осесиметричної задачі теорії пружності для циліндричної оболонки та ізотропного шару. Розв'язки знайдено з використанням формул розвинення М.Є. Ващенко-Захарченка [3] до символічного розв'язку А.І.Лур'є [9], які записується у вигляді суми трьох складових: перші – близькі за видом до рівнянь теорії оболонок Кірхгофа-Лява; другі – розв'язки теорії пружності для

шару ("виродженого" порожнистого циліндра при $R \rightarrow \infty$, $\varepsilon \rightarrow 0$); треті – корегуючі розв'язки, що мають простий вигляд. Запропонований метод дозволяє отримати прості рівняння та співвідношення для визначення напружень і переміщень в поперечних перерізах циліндричної оболонки та ізотропного шару [11,20]. Наступні дослідження дозволяють також проводити для циліндричної оболонки та ізотропного шару розрахунок напружень в області дії як розподіленого, так і локально прикладеного навантаження.

Основні співвідношення. У випадку осесиметричної задачі теорії пружності для нескінченного порожнистого циліндра виходять із рівнянь теорії пружності в переміщеннях:

$$\Delta W + \frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial \Theta}{\partial \rho} = 0, \quad \Delta U + \frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial \Theta}{\partial \xi} = 0, \quad (2)$$

розв'язки яких мають задовольняти заданим на границі напруженням —

$$\sigma_r /_{r=R \pm h} = q \pm p; \quad \tau_{rz} /_{r=R \pm h} = 0,$$

де $q = \frac{\sigma^+ + \sigma^-}{2}$, $p = \frac{\sigma^+ - \sigma^-}{2}$, $\sigma^\pm$ – відомі функції зовнішніх зусиль; $\Theta = \frac{\partial W}{\partial \rho} + \frac{\partial U}{\partial \xi} + \frac{\varepsilon}{1+\varepsilon} W$,

$\rho = \frac{r-R}{h}$, $\xi = \frac{x}{h}$, $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial \rho^2} + \frac{\partial^2}{\partial \xi^2} + \frac{\varepsilon}{1+\varepsilon} \frac{\partial}{\partial \rho}$, $R-h < r < R+h$, ν – коефіцієнт Пуассона.

Напруження на площинках із нормальми r , θ знаходяться за формулами закону Гука:

$$h\sigma_r = \lambda\Theta + 2G \frac{\partial W}{\partial \rho}, \quad h\sigma_\theta = \lambda\Theta + \frac{2G\varepsilon}{1+\varepsilon} U_r, \quad h\tau_{rx} = G \left(\frac{\partial U}{\partial \rho} + \frac{\partial W}{\partial \xi} \right), \quad (3)$$

де $\lambda = 2\nu G / (1-2\nu)$ – постійна Ламе; G – модуль зсуву.

Розв'язки системи рівнянь (2) шукають у символічному вигляді А.І.Лур'є [9]. Для цього вводяться позначення $\frac{\partial}{\partial \xi} = d$ і записується утворена при цьому система звичайних диференціальних рівнянь:

$$U'' + \frac{\varepsilon}{1+\varepsilon} U' + \nu^* d^2 U = \frac{d \cdot d_0^2}{2(1-\nu)} \tilde{w}; \quad W'' + \frac{\varepsilon}{1+\varepsilon} W' + \frac{d^2}{1+\nu_0} W = -\frac{d}{2(1-\nu)} U', \quad (4)$$

де $(U)'$ – оператор диференціювання за змінною ρ ; $\tilde{w} = \int_0^\rho W d\rho + C$; $d_0^2 = d^2 + \varepsilon^2 (1+\nu_0)$;

$\nu_0 = \frac{1}{1-2\nu}$; $\nu^* = (3-2\nu)/(2-2\nu)$.

Для спрощення розв'язків задачі теорії пружності розділяють її (за видом навантаження) на дві: кососиметричну та симетричну. Для кососиметричного навантаження (випадок $q=0$) розв'язок системи рівнянь (4) можна записати у символічному вигляді:

$$W = \frac{f(\rho, d)}{g(\varepsilon, d)} p; \quad U = \frac{u(\rho, d)}{g(\varepsilon, d)} p; \quad \sigma_i = \frac{S_i(\rho, d)}{g(\varepsilon, d)} p, \quad (5)$$

де u, f, g, S_i – цілі функції відносно змінної d та d^2 (дані функції мають складний вигляд [11,21], тому виписувати їх у роботі не будемо). Відзначимо, що $S_i(\rho, 0) \neq 0$, $g(\varepsilon, 0) \equiv g(0) \neq 0$.

До розв'язків (5) можна застосувати формулу розвинення М.Є. Ващенко-Захарченка [3], яку, помноживши чисельник і знаменник на d^2 , можна записати у вигляді:

$$\sigma_i = d^2 \left\{ 2 \sum_m \frac{S_i(\rho, \alpha_m)}{\alpha_m g'(\alpha_m)} p_m + \frac{S_i(\rho, 0)}{g(0)} p_0 \right\}, \quad (6)$$

де α_m – корені рівняння $g(\alpha) = 0$, що задовольняють умову $\text{Re} \alpha_m \geq 0$, p_m – розв'язки рівнянь $(d^2 - \alpha_m^2) p_m = p$ при $m \neq 0$ і $d^4 p_0 = p$. Відзначимо, що функції p_m для нескінченних оболонок визначаються з умови на нескінченності: $p \rightarrow 0$ для $(m \neq 0)$.

Відповідна система рівнянь уточненої моделі трансверсально – ізотропної циліндричної оболонки середньої товщини має вигляд [20,21]:

$$\frac{d^4 w}{dx^4} - 2g_0^2 \frac{d^2 w}{dx^2} + \lambda^4 w = \frac{\tilde{q}}{D}; \quad K_x \frac{d^2 \tilde{w}_r}{dx^2} = 2 \frac{Eh}{R^2} w - \tilde{q}; \quad \frac{d^2 u}{dx^2} + \frac{\nu}{R} \frac{dw}{dx} = 0, \quad (7)$$

де u, w, R – переміщення та радіус кривини серединної поверхні оболонки, E, ν та E', ν' – модулі пружності та коефіцієнти Пуассона у напрямках x, z ; w_r – складова переміщення w , що

відповідає деформації поперечного зсуву; $D = \frac{2}{3} \tilde{E} h^3$; $\tilde{E} = E / (1 - \nu^2)$; $\lambda^4 = 2Eh / (DR^2)$;

$$\tilde{w}_r = w_r - h^2 w_2; \quad w_2 = 0,5 A' \left(\frac{d^2 w}{dx^2} - \frac{6}{5} \frac{E}{G'} \frac{w}{R^2} \right); \quad \tilde{q} = p \left[1 - (1 - \nu'') \frac{h}{R} - \frac{9}{40} \frac{h^2}{R^2} \frac{E}{E'} \right]; \quad 2g_0^2 = \tilde{\varepsilon} \lambda^4;$$

$$\tilde{\varepsilon} = \varepsilon_x \cdot (1 - \nu^*); \quad \nu^* = \frac{5}{6} \nu (1 + A') G' / E; \quad \varepsilon_x = 0,4 h^2 \tilde{E} / G'; \quad K_x = \frac{4}{3} G' h; \quad A' = \nu'' (1 - \nu)^{-1}.$$

Розв'язком першого рівняння системи (7) у випадку симетричності граничних умов є:

$$w = C_1 ch \tilde{\alpha} x \cdot \cos \tilde{\beta} x + C_2 sh \tilde{\alpha} x \cdot \sin \tilde{\beta} x + w^*; \quad (8)$$

де $\tilde{\alpha} = \sqrt{\frac{\lambda^2 + g_0^2}{2}}$; $\tilde{\beta} = \sqrt{\frac{\lambda^2 - g_0^2}{2}}$; $w^* = \frac{\tilde{q} R^2}{2Eh}$ – частковий розв'язок рівняння (7); C_1, C_2 – коефіцієнти, що знаходяться з граничних умов на краях оболонки.

Основним недоліком системи рівнянь (7), порівняно із системою рівнянь (4), є те, що вона описує тільки характер зміни переміщень уздовж осі x -ів, а характер зміни переміщень у поперечному напрямку (r або z) задається наперед тією чи іншою моделлю оболонки. Наприклад, модель типу Тимошенка приймає, що тангенціальні переміщення $U(x, z)$ змінюються стосовно z за лінійним законом, а нормальні переміщення $W(x, z) = w(x)$, тобто залишаються сталими за товщиною. Запропонована авторами модель [21] приймає зміну тангенціального переміщення за кубічною параболою, а нормальні переміщення $W(x, z)$ — за параболою четвертого порядку. Тому, чим точніше модель описує розподіл напружень і переміщень за товщиною, тим ближчими будуть розв'язки цих систем.

Числові результати. Розглянемо згин циліндричної оболонки під дією внутрішнього тиску, котрий змінюється за законом — $\sigma^- = p = q \cdot \sin \lambda_n x$, $\lambda_n = n\pi / \ell$ $\sigma^+ = 0$,
(9)

де q – інтенсивність навантаження посередині оболонки.

Будемо вважати, що на краях оболонки: $x = 0, x = \ell$ (ℓ – довжина оболонки) виконуються умови шарнірного опертя:

$$N_x = M_x = 0; \quad v = w = \gamma_\phi = 0, \quad (10)$$

де N_x, M_x – поздовжня сила та згинальний момент у поперечних перерізах оболонки.

Для їх тотожного задоволення досить взяти вираз для радіального прогину у вигляді $w = w_0 \sin \lambda_n x$. Підставивши ці вирази для p і w у рівняння (7), одержимо:

$$w_0 = \frac{qR^2}{2Eh [\dots]} \left[(1 + \lambda_n^2 \varepsilon) \left(1 - \frac{h}{R} (1 - \nu'') - \frac{h^2}{R^2} \frac{E}{E'} \right) - \frac{D \lambda_n^2}{ER} \left(0,6 \nu'' (1 + \nu) \cdot \frac{R}{h} - 0,5 \nu \frac{E}{E'} \right) \right], \quad (11)$$

де використано позначення $[\dots] = 1 + \varepsilon \lambda_n^2 + \lambda_n^4 / \lambda^4$.

Зробимо співставлення числових результатів, одержаних за формулою (11) та точним розв'язком просторової задачі теорії пружності [6,11]. У підрахунках брались наступні значення вихідних даних: $\frac{\ell}{R} = 2$; $\frac{R}{2h} = 3, 5, 10$; $\frac{E}{G'} = 2, 6; 20$; $\frac{R}{\ell_0} = 60, 20$; $\nu = \nu'' = 0, 3$ і різних

$\delta = \ell / 2nh$; (ℓ_0 – одиниця довжини). Величини відносного радіального переміщення $\tilde{w} = w / qE^{-1} \cdot \ell_0$ для ізотропної оболонки (при $R / \ell_0 = 60$) наведені в табл. 1.

Аналіз числових даних табл.1 показує, що для $n=1$ значення відносного радіального переміщення $\tilde{w}$ серединної поверхні оболонки, знайдені за формулою (11) і за допомогою точного розв'язку теорії пружності повністю співпадають. Разом з тим, уточнені теорії типу С. Тимошенка

[2,14, 18] в цих випадках дають результати, які майже не відрізняються від відповідних результатів класичної теорії оболонок Кірхгофа-Лява. Ці ж теорії дають значно кращі результати у порівнянні з класичною теорією при $n \geq 5$. З табл.1 також видно, що для $\delta < 1$ ні одна з уточнених теорій оболонок не працює. Тому тут необхідно користуватись розв'язками просторової задачі теорії пружності.

Таблиця 1.

Значення відносних переміщень $\tilde{w}$ залежно від товщини та моделі оболонки

$\frac{2h}{R}$	$n; \delta$	Точний розв'язок [6]	Дана модель, формула (11)	Теорії типу Тимошенка	Класична теорія
$\frac{1}{10}$	1;20	575	575	597	597
	10;2	15,8	15,9	17,8	10,6
$\frac{1}{5}$	1;10	271	271	294	293
	5;2	28,8	28,4	32,7	20,1
	10;1	3,76	4,15	5,05	1,34
$\frac{1}{3}$	1;6	148	148	170	169
	5;1,2	9,70	10,1	12,8	4,50
	10;0,6	—	1,94	2,56	3,76

В табл.2 пораховані величини радіальних переміщень $\tilde{w} \cdot 10^{-2}$ оболонки для різних значень E/G' . При підрахунках приймається, що відношення $E/E' = 1$, $R/\ell_0 = 20$, $\delta = 4$. Порівнюються радіальні переміщення ізотропної та трансверсально-ізотропної оболонок, які знайдені за формулою (11), з точним розв'язком просторової задачі теорії пружності [46] для $\tilde{W}(-h)$ і $\tilde{W}(h)$ (числа в дужках).

Таблиця 2.

Значення переміщень $\tilde{w} \cdot 10^{-2}$

$\frac{2h}{R}$	n	$E/G' = 0$	$E/G' = 2,6$	$E/G' = 20$	
		Класична теорія	Формула (11)	Формула (11)	Точний розв'язок
0,05	10	0,268	0,299	0,573	0,558 (0,474)
0,10	5	0,446	0,476	0,871	0,866 (0,649)
0,25	2	0,514	0,482	0,922	0,922 (0,448)

З табл.2 видно, що пониження зсувної жорсткості оболонки приблизно у вісім разів веде до збільшення радіальних переміщень $\tilde{w}$ на 20-90% (у залежності від товщини оболонки). Крім того, спостерігається поява досить значного ефекту обтиснення. Цей ефект можна наближено врахувати, якщо скористатись відповідними формулою [20]. У даному випадку, до результатів колонок, знайдених за формулою (11) необхідно відповідно додати величини $0,0081 h/\ell_0$; - $0,0019 h/\ell_0$.

Висновки. Аналіз числових даних, представлених у табл.1,2, свідчить, що запропонований варіант прикладної теорії оболонок дозволяє отримувати результати, котрі лежать в інтервалі величин, знайдених на основі точного розв'язку просторової задачі теорії пружності. Разом з тим, аналіз відповідних рівнянь рівноваги та розрахункових формул [20] показує, що для оболонок середньої товщини ($1/10 \leq 2h/R \leq 1/5$) вплив ефектів поперечного обтиснення може значно зрости при збільшенні відношень E/E' .

Список використаних джерел:

1. Амбарцумян С.А. Общая теория анизотропных оболочек. -М.:Наука, 1974. –446 с.
- 2.Васильев В.В. Механика конструкций из композиционных материалов. - М.: Машиностроение, 1988. - 272 с.
- 3.Вашенко-Захарченко М.Е. Символическое исчисление и приложение его к интегрированию нелинейных дифференциальных уравнений. – Киев, 1962. -102 с. Векуа И.Н. Вариационные принципы построения теории оболочек.-Тбилиси: Изд-во Тбилисс. Ун-та, 1970.– 15с.
- 4.Власов В.З. Общая теория оболочек и её приложение в технике. Избранные труды. - М.: Изд. АН СССР, 1962. - Т.1. - 784 с.
- 5.Гольденвейзер А.Л. Теория упругих тонких оболочек. - М.: Наука, 1976. - 512 с.
- 6.Григоренко Я.М., Василенко А.Т., Голуб Г.П. Статика анизотропных оболочек с конечной сдвиговой жесткостью. - К.: Наукова думка, 1987.-216с
- 7.Гузь А.Н., Чернищенко И.С., Чехов Вал. Н., Чехов Вик. Н., Шнеренко К.И. Методы расчета оболочек. Теория тонких оболочек, ослабленных отверстиями. – К.: Наукова думка, 1980. Т.1. - 636 с.
- 8.Кильчевский Н.А. Основы аналитической механики оболочек. - К.: Изд. АН УССР, 1963. - 354 с.
9. Лурье А.И. Пространственные задачи теории упругости. – М., Гостехиздат, 1955. -492 с..
10. Максимович В.Н. Напряженное состояние неравномерно нагретых нагруженных по граничным поверхностям пластин. – Прикладная математика и механика. Том 43. – М., 1979. С. 1065-1072.
11. Максимович В.М., Шваб'юк В.І., Ротко С.В. Застосування методу неоднорідних розв'язків до розрахунку циліндричних оболонок середньої товщини // Наукові нотатки: Міжвузівський збірник. – Вип.13. - Луцьк: РВВ ЛДТУ, 2003. - С.181-189.
12. Новожилов В.В. Теория тонких оболочек. –Л.: Гос.союзиздатсудпром, 1962, — 401 с.
- 13.Пискунов В.Г., Вериженко В.Е. Линейные и нелинейные задачи расчета слоистых конструкций. – К.: Будівельник, 1986. - 176
- 14.Пелех Б.Л. Теория оболочек с низкой сдвиговой жесткостью. - К.: Наукова думка, 1973. - 246 с.
- 15.Пелех Б.Л., Сухорольский М.А. Контактные задачи теории упругих анизотропных оболочек.- К.: Наукова думка, 1980. - 216с.
- 16.Плеханов А.В. Неклассическая теория деформирования ортотропных оболочек // Прикладная механика, 1997, т.33, № 4. – С. 62-66.
17. Рассказов А.О., Соколовская И.И., Шульга Н.А. Теория и расчет слоистых ортотропных пластин и оболочек. - К.: Вища школа, 1986. - 192 с.
- 18.Тимошенко С.П., Войновский-Кригер С. Пластинки и оболочки. -М.: Физматгиз, 1963. - 635с.
19. Хома И.Ю. Обобщенная теория анизотропных оболочек. – К.: Наукова думка, 1986. – 170 с.
20. Шваб'юк В.І. Лінійне деформування, міцність і стійкість композитних оболонок середньої товщини: монографія / В.І. Шваб'юк, С.В. Ротко. — Луцьк: ЛНТУ, 2015. — 264 с.
- 21.Шваб'юк В.І. Варіант узагальненої теорії непологих ортотропних оболонок. // Машинознавство. – 1998. - № 7. - С.2-8.

Рецензенти:

Сулим Георгій Теодорович, професор, д.ф.-м.н., завідувач кафедри механіки Львівського національного університету імені Ів. Франка;

Пастерак Ярослав Михайлович, д.ф.-м.н., доцент кафедри технічної механіки Луцького НТУ.

Стаття надійшла до редакції 04.05.2017

УДК 669.293.5.293.784

В.В. Широков¹, О.В. Широков¹, Анна Угль², Андреас Нігель³*Українська академія друкарства¹, Університет прикладних наук Вюцбург-Швайнбурга²,**Університет Оствестфаллен-Лінне³***ВПЛИВ КАРБІДНОГО ЗМІЦНЕННЯ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ОПІР
ЗНОШУВАННЮ ВАНАДІЮ**

Наведено експериментальні результати щодо впливу сумісного легування цирконієм та вуглецем на структуру, фізико-механічні властивості і жаро- та зносотривкість ванадію. Встановлено високу ефективність карбідного зміцнення ванадію та його позитивний вплив на характеристики жароміцності, опір окисленню та зносотривкість.

Ключові слова: ванадій, зміцнення, жароміцність, жаростійкість, зносотривкість, вторинні фази, карбіди

В.В. Широков, О.В. Широков, Анна Угль, Андреас Нігель**ВЛИЯНИЕ КАРБИДНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
И СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНОСУ ВАНАДИЯ**

Приведены экспериментальные результаты оценки влияния совместного легирования цирконием и углеродом на структуру, физико-механические свойства, жаро- и износостойкость ванадия. Установлена значительная эффективность карбидного упрочнения ванадия и его положительное влияние на сопротивление окислению и износостойкость. Изучены и идентифицированы структурные составляющие сплава. Сделан вывод о возможном отрицательном влиянии температурных всплесков при трении на износостойкость ванадия и сплавов на его основе.

Ключевые слова: ванадий, упрочнение, жаропрочность, жаростойкость, износостойкость, вторичные фазы, карбиды

V. Shyrokov, O. Shyrokov, Anna Uhl, Andreas Niegel.**EFFECT OF CARBIDE HARDENING ON THE PHYSICAL AND MECHANICAL
PROPERTIES AND RESISTANCE TO THE WEAR OF VANADIUM**

The experimental results regarding the impact of co-doping with zirconium and carbon in the structure, physical and mechanical properties resistance, wearing and wear resistance of vanadium. The high efficiency and vanadium carbide strengthening its positive impact on the characteristics of heat resistance, oxidation resistance and wearing. The structural constituents of the alloy have been studied and identified. Electron microscope and X-ray analysis revealed that after recrystallization annealing (initial state) in a matrix of zirconium carbide ZrC coexist with HCC, β -carbide V_2C - with different GPU grating dispersion in small quantities and in small amounts VC. A conclusion is made about the possible negative effect of temperature flares in the friction of the wear resistance of vanadium and alloys based on it.

Keywords: vanadium, hardening, heat resistance, wear resistance, secondary phases, carbides

Актуальність. Нове тисячоліття ознаменоване енергокризами у всьому світі. Тому в розвинених країнах різко інтенсифікуються роботи, метою яких є залучення нетрадиційних джерел енергії. Вагомих альтернатив атомній та термоядерній енергетиці поки що не існує [1-3]. Однак, на шляху створення сучасних реакторів ділення (на швидких нейтронах) і синтезу різного призначення (мобільні, стаціонарні), на сьогодні визначальним є вирішення матеріалознавчих питань [4]. Встановлено перелік найбільш перспективних матеріалів для першої стінки термоядерних та твєлів ядерних реакторів на швидких нейтронах, елементів трубопроводів, запірної арматури тощо, який базується, крім ядерних, і на основі ряду фізико-механічних критеріїв, щодо їх міцності, швидкості повзучості, опору втомі при теплових навантаженнях, жаротривкості, корозійній стійкості в теплоносіях, терміну служби, тощо. В цьому плані, згідно з прогнозами світових науково-дослідницьких центрів, які спеціалізуються в галузі реакторного матеріалознавства, важливого значення набуває використання ванадію і ванадієвих сплавів. Перспектива їх застосування зумовлена як оптимальною сукупністю його ядерних і механічних властивостей, сумісністю з ядерним паливом, так і високою корозійною стійкістю в деяких перспективних високотемпературних теплоносіях (гелій, розплави літію). Крім того, ванадій набагато легший, ніж більшість тугоплавких металів, тому застосування результатів розробок, за даною тематикою, можливе в аерокосмічній промисловості, виробках подвійного призначення, де дуже важлива висока питома міцність [5-9]. Також, експериментально встановлено [10], що ванадій, сплави на основі системи V-Zr-C можуть бути матеріалом для катодно-сіткових вузлів потужних електровакуумних приладів для засобів космічного зв'язку довговічністю у 2 рази і міцністю в 4 рази більшими ніж найкращі з гафнію.

Суть проблеми. Необхідно відмітити, що значною мірою ефективність застосування сплавів на основі ванадію залежить від розв'язання ряду наукових завдань, пов'язаних з необхідністю підвищення їх жароміцності при температурах вище 950 К. В першу чергу, це потребує розробки принципів вибору легуючих елементів, формування гетерогенної структури і фазового складу ванадієвих сплавів, а також розробки методів підвищення жароміцності альтернативних легуванню, наприклад, термічною і хіміко-термічною обробками, що в комплексі дозволило б реалізувати той чи інший принцип зміцнення ванадієвої матриці. До уваги слід брати, що ванадій не має поліморфних перетворень і це обмежує можливості його зміцнення шляхом термообробки. Проте є елементи які самі або в сукупності мають змінну розчинність в матриці ванадію і тим самим згадане обмеження нівелюється [11-12].

Сучасні підходи до розв'язання проблеми. На сьогодні доведено, що опір деформуванню металів і сплавів у широкому температурному діапазоні в основному визначається, крім природи, концентрацією дефектів та густиною дислокацій. Швидкість пластичного течіння металу $\dot{\epsilon} = \rho b V$, де ρ - середня густина рухомих дислокацій; b - вектор Бюргерса; V - середня швидкість дислокацій. Тому, в першому наближенні, зменшення рухливості дислокацій, густини рухомих дислокацій сприяє підвищенню міцності металів і сплавів. Досягти такого ефекту можна створенням бар'єрів типу атомів заміщення, втілення, сидячих дислокацій, когерентних і некогерентних виділень, границь зерен та інших дефектів на шляху дислокацій [11-19]. У випадку легування, можлива реалізація твердорозчинного, дисперсійного та комбінованого, розчинно-дисперсійного, зміцнення. За високих температур ефективними легуючими елементами для першого і третього випадку вважаються елементи заміщення, а у другому і третьому - присутність в матриці сплавів термодинамічно стабільних дисперсних виділень оптимальної кількості, морфології і розмірів [11, 18, 19]. Відомі результати [6, 11, 13, 14, 21, 22, 25, 27, 34], які свідчать, що наведене має місце і у випадку ванадію.

Мета даної роботи – оцінити вплив сумісного легування цирконієм та вуглецем на структуру, фізико-механічні властивості і жаро- та зносотривкість ванадію, оцінити ефективність карбідного зміцнення.

Методика випробовувань. Досліджували ванадій технічної чистоти і сплав V-2,6Zr-0,37мас.%C (Табл. 1), чим забезпечувалось атомне співвідношення $Zr/C=1,68/1,57=1,07$ і утворення виділень дисперсних вторинних фаз [13].

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваних матеріалів (мас. %)

	Zr	C	O	N	H	Fe+Al+Si	V
V	-	0,05	0,05	0,040	$\leq 0,001$	$\leq 0,40$	Решта
V-Zr- C	2,6	0,37	0,01	0,008	$\leq 0,001$	$\leq 0,10$	Решта

В ряді галузей нової техніки, в тому числі, в атомній енергетиці, де застосовуються листові матеріали і доцільно проводити серійні випробування, використовують зразки малих розмірів [14, 15]. Тому, механічні випробування проводились на зразках малих розмірів (рис.1), перерізом 3×1 мм, форма і розміри яких обґрунтовані в [16]. Зразки виготовлялись штамповкою з наступним обпилюванням і доведенням до заданої конфігурації. Слід зауважити, що використання зразків цієї конструкції не приводить до суттєвих відхилень результатів порівняно із стандартними. Крім того, нами [14] і в більшості провідних дослідницьких центрах випробування проводяться на тонколистових зразках подібної форми з близькими розмірами робочої частини, що дозволяє проводити порівняльний аналіз результатів, отриманих різними авторами.

Методики і установки з допомогою яких отримані основні результати, зокрема, для випробувань тривалим статичним навантаженням в умовах вакууму (1 МПа) і підвищених температур (до 1473 К), а також машини для дослідження властивостей матеріалів при короткотривалому розтязі описані в роботі [16]. Випробування на короточасну міцність у широкому температурному інтервалі 293...1373 К з кроком 50 К або 100 К проводились розтягом із швидкістю 0,05 мм/с або (для наших взірців) $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на установці радіального типу в

середовищі спектрально чистого аргону або вакуумі 10^{-5} мм рт. ст. Ця установка дозволяє в ідентичних умовах, як за температурою, так і за середовищем, за невеликий проміжок часу випробувати партію із 6 зразків з відповідною побудовою температурних залежностей.

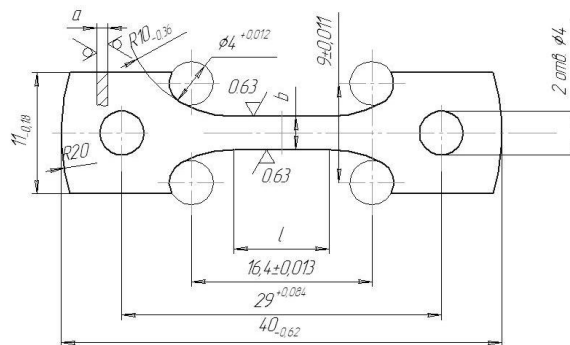


Рис. 1.- Зразок малих розмірів для досліджень фізико-механічних властивостей металів.

Випробовування на довготривалу міцність проводили на дванадцятипозиційній вакуумній установці типу ПТНр [16] в умовах безмасляного вакууму (0,1 МПа), високих температур (до 1700 К) і різного по величині навантаження. Високотемпературну повзучість вивчали методом моделювання швидкостей повзучості на усталеній стадії активним розтягом на машині типу 1246Р-2/2300 в діапазоні швидкостей деформацій 0,6...60 %/год. (метод програмно-змінних швидкостей деформування [18]). Для діаграм розтягу, записаних з постійною швидкістю деформації характерний вихід на горизонтальний відрізок, який відповідає тому значенню напруження, яке б викликало швидкість повзучості, рівну швидкості вимушеного деформування. Ця методика основана на побудові графіків активного розтягу із змінними швидкостями, тобто залежності напруження від швидкості повзучості на усталеній стадії. Для отримання повної кривої залежності $\sigma=f(\dot{\epsilon})$ достатньо випробувати всього один-два зразки, оскільки вони піддаються як мінімум трьом циклам навантажень з однією швидкістю деформування. Випробовування проводили у вакуумі близько 0,1 МПа (табл.2). Контроль за складом компонентів середовища проводився періодично на основі даних хроматографів.

Таблиця 2

Парціальний тиск (Па) газових домішок вакуумній (10^{-5} Па, 1173 К) атмосфері.

H ₂ O	O ₂	CH ₃	CO ₂	N ₂	H ₂	Ar
1,2	0,03	-	0,2	-	0,21	-

Для дослідження зносу ванадієвих сплавів виготовлена експериментальна установка, яка дозволяє проводити випробування листового матеріалу в короткі терміни по схемі циліндр-площина. Така схема дозволяє визначити питоме навантаження на матеріал на всіх стадіях тертя: притирання, нормального зносу, руйнування. За умовно «незносиме» контртіло (циліндричної форми) використано ролик із сталі ШХ15.

Для визначення впливу легуючих елементів на жаростійкість ванадію на повітрі застосовували метод диференційного термічного аналізу в динамічному режимі та в ізотермічних умовах на дериватографі марки "Q" фірми "Paulik" з автоматичним записом в процесі нагріву температурних і гравіметричних даних, швидкості їх змін. Нагрів проводився до температури 1300 К із швидкістю 10 град./хв. В якості еталону використовувався оксид алюмінію, в якому в температурному діапазоні досліджень відсутні поліморфні і фазові перетворення. Також застосовувались металографічні дослідження структури металу, рентгеноструктурний аналіз, дюрOMETричні і гравіметричні вимірювання за стандартними методиками та локальну термоелектричну рушійну (ТЕРС) силу із застосуванням приладу змонтованого на базі твердоміра ПМТ- 3, який має ряд переваг порівняно з відомими: голка виготовлена зі сплаву W-5мас.%Re; застосовано «внутрішню» термопару BP5/20 для постійного контролю температури голки (передбачено застосування автоматичного підтримання температури з сигналізацією готовності приладу); для підтримання стабільної температури використано теплоаккумулятор у вигляді мідного циліндру; попередній підсилювач має магнітне і електричне екранування, індуктивну розв'язку всіх входів і виходів, в т. ч. живлення; вхідний каскад виконано на високо стабільному

однополярному диференційному підсилювачі з незалежним живленням; закладено можливість використання гальванічно розв'язаного АЦП для передачі даних на ПК (внутрішнє джерело еталонної напруги) у разі безперервного зняття показів.

Виклад результатів. *Короткотривала міцність.* Залежності міцнісних характеристик та відносного видовження для ванадію і сплаву в температурному діапазоні випробувань мають складний характер з екстремумами (рис. 2). Чітко виражена різниця між значеннями меж міцності і плинності з перевагою перших. При 673 К для обох металів характерний максимум на кривих температурних залежностей меж міцності. Аналогічний, але значно менший максимум характерний при 573 К на кривих верхньої межі плинності. До 873 К на кривих розтягу фіксуються верхня і нижня межі плинності. У випадку ванадію різниця між ними значно більша.

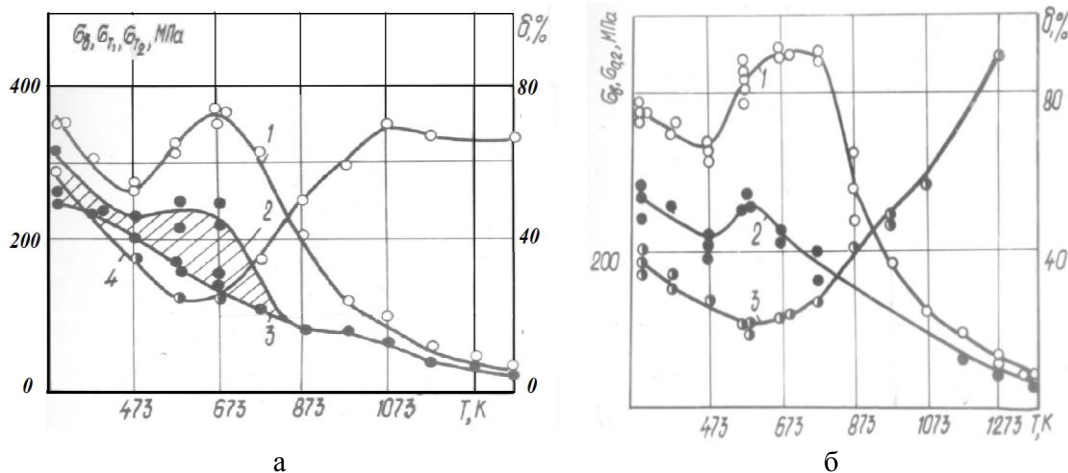


Рис. 2.- Температурна залежність меж міцності (1) верхньої (2) і нижньої (3) меж плинності та відносного видовження (4) ванадію (а) та сплаву системи V-Zr-C (б) із атомним співвідношенням $Zr / C = 1,07$ в атмосфері спектрально чистого аргону

До 700 К на кривих розтягу для обох матеріалів чітко фіксуються зуб та майданчик текучості і інтенсивна зубчатість, які максимальні при 673...700К. Вище 700 К, з ростом температури, метали знемцнюються. Зуб та майданчик текучості вироджуються, тому, в діапазоні температур 873...1373 К приймали, що $\sigma_r = \sigma_{0,2}$. За цих температур на кривих розтягу зубчатість відсутня. Характерним для обох металів є падіння відносного видовження до температури його мінімуму, яка близька до температури максимумів на кривих $\sigma_r - f(T)$ і $\sigma_b - f(T)$. Потім, з температурою випроб, відносне видовження різко зростає від 25% при 673 К до 70...75% у проміжку 1073...1373 К для нелегованого ванадію і з 20 до 90% відповідно для сплаву, що значно переважає значення отримані при кімнатній температурі..

Тривала міцність. Опір тривалому деформуванню ванадію і сплаву на його основі досить суттєво залежить від температури (рис. 3). Для першого в більший мірі. Характерно, що з підвищенням останньої вплив часу на зміну границі тривалої міцності зменшується. Наприклад, для ванадію при 1073 К на базі 1000 годин межа тривалої міцності менша від такої на базі 1 год. на 50 МПа, а за тих же умов, але при 1173К – лише на 25 МПа. В системі напівлогарифмічних координат $\sigma_{tm} - f \lg(\tau)$ в часовому і температурному діапазоні випробувань відповідні залежності близькі до лінійних. За цим показником сплав переважає нелегований ванадій, особливо на малих часових базах випроб.

Зносотривкість. Експериментальні дані свідчать, що за опором зношенню сплав переважає нелегований ванадій (рис. 4). В обох випадках утворюються порошкоподібні продукти зносу чорного кольору. Крива зношення сплаву ванадію з цирконієм і вуглецем носить класичний характер з ділянками притирання, нормального зношення і прискореного руйнування.

Опір окисленню. До 523 К ванадій відносно стійкий в атмосфері повітря. При наступному нагріві з температури 737 К маса зразків різко зростає перший раз. Максимальна швидкість приросту маси зафіксовано другий раз після проходження 1000 К. Починаючи з 523 К поверхня ванадію темніє, а вище 945...950 К стає склоподібною і починає стікати з поверхні взірця. При 973 К спостерігається процес інтенсивного «самозагоряння» металу, якому відповідає різке виділення тепла (рис.5а, крива 4). Щодо сплаву (рис. 5б), маса зразків з температурою зростає в меншій мірі, ніж нелегованого ванадію. Швидкість приросту маси до пікових значень зростає лише один раз

починаючи з температури близько 900 К. Поверхня металу після 573К темніє і залишається такою до завершення випробувань. Різне тепловиділення починається один раз починаючи з температури 923К.

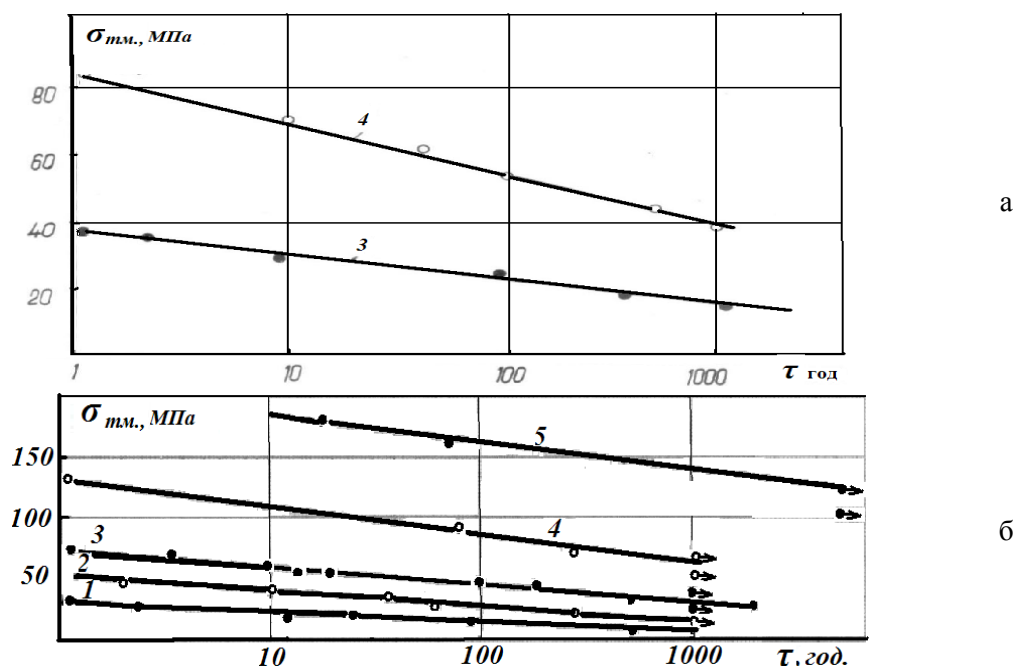


Рис. 3.- Тривала міцність ванадію (а) і сплаву системи V-Zr-C (б) у вакуумі за температур: 1 - 1373, 2 - 1273, 3 - 1173, 4 - 1073, 5 - 973 К

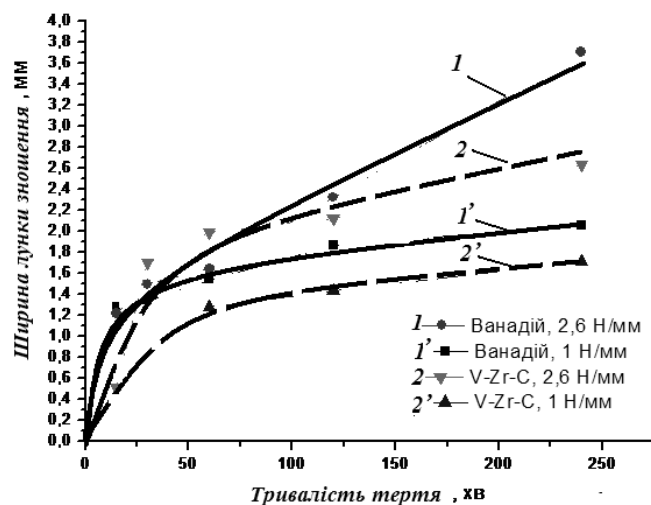


Рис. 4. - Вплив навантаження на опір зношуванню ванадію (1, 1*) і сплаву ванадій-цирконій-вуглець (2, 2*)

Обговорення результатів. Аналіз результатів механічних випроб показав перевагу сплаву за міцнісними характеристиками порівняно з нелегованим ванадієм. Проте відносно видовження сплаву до 1073 К менше. Вважається [18], що опір пластичному деформуванню кристалів ОЦК металів, до яких відноситься ванадій, відповідає опору руху дислокацій, який в свою чергу зумовлений цілим рядом факторів, в відтак відповідних механізмів, кожний з яких може залежати від температури. Кокс [19] показав, що вклади в макроскопічне напруження течіння термічно активованих механізмів адитивні. Відповідно, для монокристалічних і для полікристалічних металевих тіл, міцність в адитивному наближенні можна представити у вигляді лінійної суми вкладів (вклади тертя решітки матриці, внутрішньофазних границь, присутності дислокацій, наявності других фаз, атомів легуючих елементів, інших дефектів матриці, тощо) окремих механізмів зміцнення (суматорний метод). Цей метод наближений, але зручний для проведення порівняльного аналізу, щодо ролі у зміцненні металеві матриці того чи іншого механізму за інших рівних умов. У нашому випадку він дозволяє оцінити вклад у зміцнення ванадію тих

механізмів, які зумовлює легування цирконієм і вуглецем. Достовірність значно підвищується у випадку комплексного аналізу зміни механічних характеристик у взаємозв'язку із змінами фізико-хімічних властивостей та структурних особливостей.

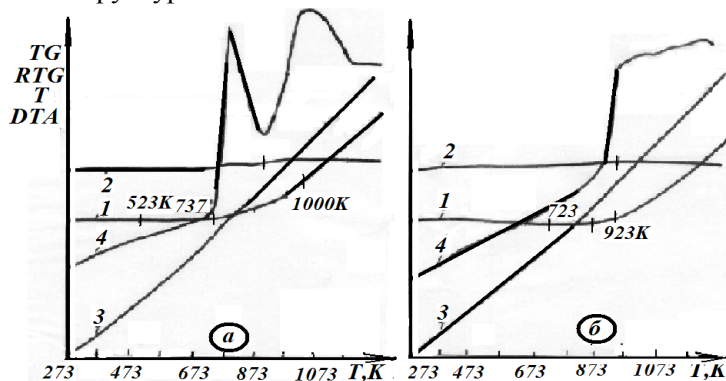
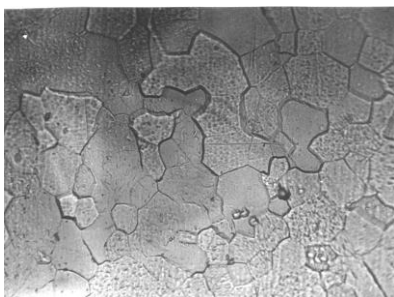
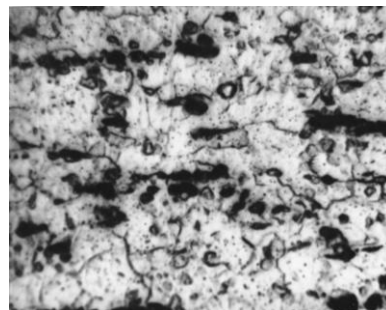


Рис. 5.- Комплексні дериватограми ванадію (а) і сплаву системи V-Zr-C (б) на повітрі: 1- зміна маси зрізця (TG); 2 - інтенсивність зміни маси (RTG); термограма нагріву пічки (Т)(3) і зрізця (DTA)(4).

На основі рентгеноструктурного аналізу встановлено, що після відпалу параметр ґратки ванадію 3,0323 Å, а сплаву 3,0310 Å. Мікроструктурний аналіз показує, що після рекристалізаційного відпалу розміри зерен ванадію і сплаву співмірні, але для сплаву характерні виділення вторинних фаз різної морфології і розмірів (рис. 6). Отримані результати відповідають очікуванню, згідно з діаграмами стану ванадію з цирконієм, вуглецем та киснем (рис. 7). Концентрація кисню і вуглецю у нелегованому ванадії не переважає їх межі розчинності в твердому розчині і тому вторинні (наприклад, оксиди) фази практично відсутні (рис. 5а) або їх кількість і розміри за межею чутливості оптичної мікроскопії. Вплив домішок втілення проявляється також в тому, що в нашому випадку постійна ґратки ванадію більша, ніж відомі її значення для металу високої чистоти, наприклад [20], для спектрально чистого металу - 3,0324 Å, але близька для більш забрудненого [21,22]

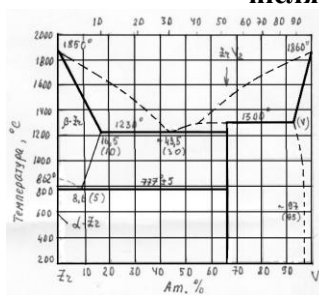


а

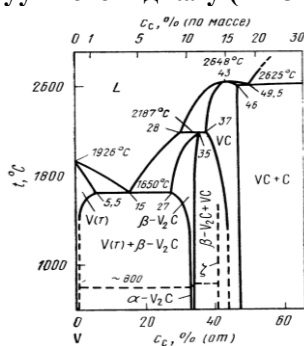


б

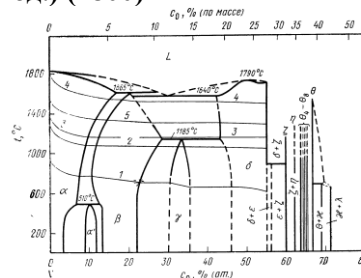
Рис. 6.- Структура ванадію (а) та сплаву системи V-Zr-C (б) виявлена хімічним травленням після вакуумного відпалу (1273 К, 1 год.) (x800)



а



б



в

Рис. 7. - Діаграми стану ванадію з цирконієм [23] (а), вуглецем [24] (б) і киснем [24] (в).

Інша ситуація у випадку сплаву. Згідно діаграм рис. 7 (а, б). у зв'язку з мізерною розчинністю вуглецю у ванадії, можливе виділення його карбідів, але легування цирконієм,

термодинамічно більш активного до вуглецю, сприяє утворенню карбідів цирконію, тобто виводить вуглець з твердого розчину на основі ванадію. Перевищення концентрації цирконію за межу розчинності зумовлює виділення фази ZrV_2 гексагональна решітка типу $MgZn_2$ (C14) з $a = 5,288 \text{ \AA}$; $c = 8,664 \text{ \AA}$; $c/a = 1,639$ [13,20]. Відомо, що ця евтектична складова небажана, оскільки призводить до різкого зниження пластичності металу, оскільки виділяється на границях зерен і сприяє його інтеркристалітному руйнуванню. Проте, в нашому випадку, за контрольованого співвідношення $Zr/C \sim 1$ найбільш очікуваною фазою є ZrC [25-27]. Рентгеноструктурний та електронномікроскопічний аналізи дозволили встановити, що після рекристалізаційного відпалу (вихідний стан) в матриці співіснують карбід цирконію ZrC з ГЦК, β -карбід V_2C - з ГПУ ґратками різної дисперсності і в незначній кількості і в незначній кількості VC (рис. 8). Решту теоретично можливих фаз не виявлено.

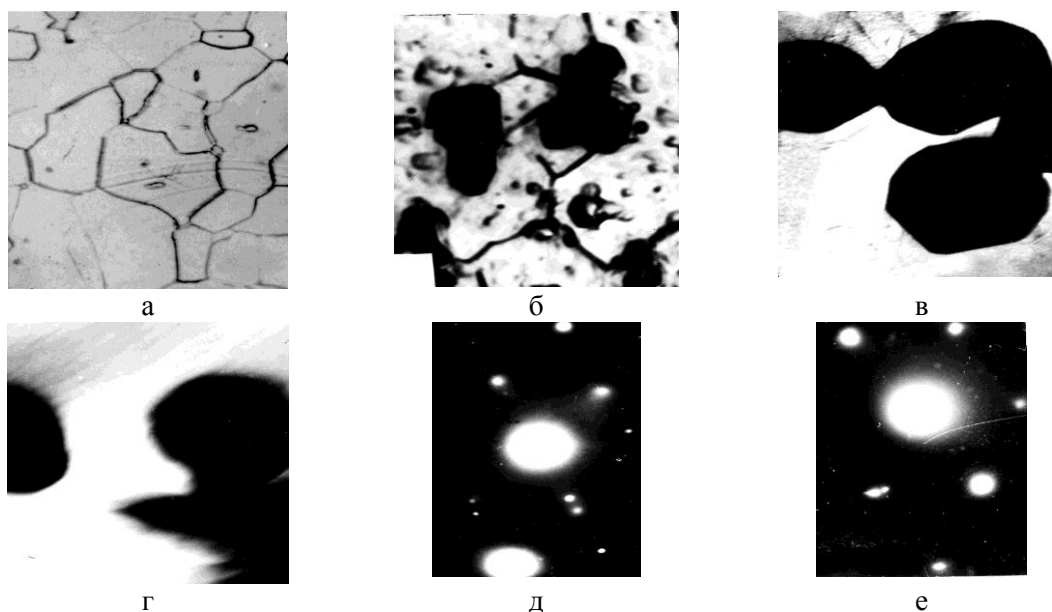


Рис.8. - Структура нелегованого ванадію (а), сплаву системи ванадій- цирконій- вуглець з виділеннями карбїду цирконію ZrC (б) (x500) ; електронномікроскопічні зображення характерних морфологій виділень в його матриці (в), (г) (x10000) та електронограми присутніх карбїдів V_2C (д), VC (е).

Отже, ефект зміцнення ($\Delta\sigma$) сплаву зумовлений в першу чергу дисперсними виділеннями карбїдів. Згідно [19] для більшості дисперсійно зміцнених тугоплавких металів з ОЦК ґраткою, відповідна залежність задовільно описується рівнянням Орована $\Delta\sigma \approx 0,6 (G b / r)^{3/2} f_v$, де G – модуль, b – вектор Бюргерса, f_v - об'ємна концентрація зміцнюючої фази, r – радіус частинки вторинної фази. Таким чином зміцнення в більшій мірі залежить від розмірів зміцнюючих часток і в меншій від їх кількості та віддалю між ними. Результати електронномікроскопічного аналізу свідчать, що в сплаві присутні частинки термодинамічно стабільного карбїду цирконію різних за розмірами, до яких входять і найбільш ефективні щодо зміцнення. Слід очікувати, що підвищена міцність сплаву при високих температурах забезпечується саме ними, оскільки вони суттєво підвищують опір деформуванню, зокрема на усталеному етапі повзучості. Відповідні результати наведені на рис. 9. Без сумніву, значно вищий опір повзучості сплаву призводить до високих значень його тривалої міцності (рис.3) порівняно з нелегованим ванадієм.

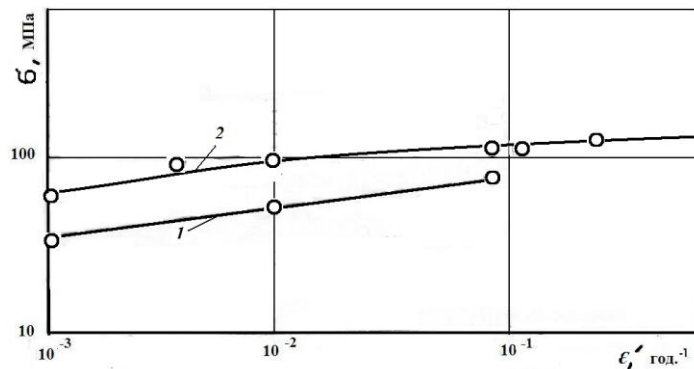


Рис. 9.- Опір деформуванню на усталеній стадії повзучості ванадію (1) і сплаву (2) при 1123 К.

Відомо [28-30], що механічні властивості металів суттєво впливають на їх опір зношенню. За фрикційної взаємодії без мащення на початковому етапі, зокрема етапі припрацювання, та у випадку абразивного зношення, як правило більш стійкими виявляються металеві матеріали з вищою міцністю. Це має підтвердження і у випадку ванадію. Тому сплав з цирконієм і вуглецем демонструє порівняно з нелегованим ванадієм більш високу зносотривкість (рис.4). Крім того, очевидно, продуктами зношення є оксиди ванадію або ванадію і цирконію у випадку сплаву, про що свідчить їх забарвлення та морфологія. Очевидним джерелом кисню може бути повітря. Але необхідна умова оксидоутворення на повітрі - забезпечення температури поверхні металів (рис. 5) вище 523 К. Згідно з даними термометрії режим тертя в наших умовах забезпечує незначне (до 350 К) тепловиділення на номінальному контакті, яке на повітрі не може призводити до окислення ванадію чи цирконію у сплаві. Проте значно вищий рівень температури досягається на фактичному контакті та у випадку виникнення температурних спалахів [31-33] в процесі тертя. Час температурного спалаху достатній для термохімічних та термомеханічних процесів, зокрема окислення. На тертьових поверхнях сплаву можливе утворення оксидів цирконію, як легуючого інгредієнта, більш спорідненого до кисню, ніж ванадій. Фізико-хімічні властивості сплаву значно відрізняються від таких для нелегovanого металу. Вимірювання термоелектрорушійної сили за методикою [34] дало значення 187 мкВ для ванадію і 566 мкВ для сплаву.

Висновки. Легування ванадію цирконієм і вуглецем за атомного співвідношення $Zr/C=1,07$ суттєво впливає на його структуру та властивості. В структурі сплаву після рекристалізаційного відпалу домінують карбіди цирконію різної дисперсності, в тому числі оптимальні, за морфологією, розподілом і розмірами що до впливу на міцність. Досягнуто суттєвого підвищення короткотривалої міцності в температурному інтервалі 300...1373К. Зростає опір повзучості і як наслідок рівень тривалої міцності. Для сплаву притаманні вищі зносотривкість і опір окисленню на повітрі порівняно з нелегованим ванадієм технічної чистоти.

Література.

1. Матюшенко І. Ю./ [Перспективы развития термоядерной энергетики в развитых странах мира и Украине](#), Проблеми економіки № 4, 2014. С.40-46
2. В. Беляєв/ Ядерно-енергетичні установки: світові та вітчизняні перспективи/ Національна безпека: Український вимір, № 3 (22), 2009, с. 89-96.
3. Перспективи енергозабезпечення України в контексті світових тенденцій: Монографія / За заг. науковою ред. А. Шевцова. - Д.: РФ НІСД, 2008. - 208 с.
4. Конструирование ядерных реакторов. И. Я. Емельянов, В. И. Михан, В. И. Солонин /Под общ. ред. акад. Н. А. Доллежале. М.: Энергоиздат, 1982, 400с.
5. Ягодин Г. А., Синегрибова О. А., Чекмарев А. М. Технология редких металлов в атомной технике. Под ред. Б.В.Громова. М.:Атомиздат, 1974, 344с.
6. V. V. Shyrokov, Ch. B. Vasylyv, O.V. Shyrokov. Ways of improving the high-temperature work service of vanadium and some alloys used in reactors / Journal of Nuclear Materials, 394(2009), pp 114-122.
7. Михайлов В. М., Евтихин В. А., Люблинский И. Е. и др. Литий в термоядерной и космической энергетике XXI века. - М.: Энергоиздат, 1999. - 528 с.
8. Грязнов Г. Н., Евтихин В. А., Завяльский Л. П. и др. Материаловедение жидкометаллических систем термоядерных реакторов. - М.: Энергоиздат, 1989. - 220 с.
9. Дурягина З. А. и др. Концепция использования и защиты конструкционных и функциональных материалов для ядерных и энергетических установок.// МиТОМ. - 2001, №3. - с.77-84.

10. Мельникова И.П. Разработка технологических процессов изготовления катодных систем с улучшенными физико-техническими характеристиками для мощных электровакуумных приборов. Автореф. д.т.н., Саратов, Саратовский гос.тех. универ., 2015г., 40с.
11. Савицкий Е. М., Бурханов Г. С. Металловедение сплавов тугоплавких и редких металлов. Наука, 1971, 356с.
12. Harrod D. H., Gold R. E. Mechanical properties of vanadium and vanadium-base alloys // Inter. Met. Rev. - 1980. - V.25, №4. - P.163-221.
13. И. П. Дружинина, Л. П. Воробьева, Г. Н. Перькова, Л. В. Мельникова, А. В. Елютин, М. С. Лалаян, А. Ф. Геков, А. Г. Аракелов. Свойства и фазовый состав сплавов ванадия, легированных цирконием и углеродом. Изв. АН СССР. Металлы, 1976, №4, с.213-216
14. Vladymyr V. Shyrovkov, Orest S. Tcvikilevitch, Chrystyna B. Vasylyv. Stability of strengthened niobium alloys in long-term high-temperature loading conditions/ Z. Metallkunde, 93(2002), №11, pp.1123-1131.
15. Прочность деформируемых металлов / Под ред. Г. Г. Максимовича. - Киев: Наук. думка, 1976. - 270 с.
16. Максимович Г. Г. Микромеханические исследования свойств металлов и сплавов. - Киев: Наук. думка, 1974. - 241 с.
17. Геминев В. Н., Фридман З. Г. Методы механических испытаний металлов и сплавов при высоких температурах // Металловедение и термическая обработка, 1967. Итоги науки и техники, сер. Металлургия. - М.: ВИНТИ, 1969. - С. 130-213.
18. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. -М.: Мир. 1972, 406.
19. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. -К.: Наук. думка, 1975, с.326.
20. Гуревич М. А., Ормонт Б. Ф. К вопросу о параметре решетки ванадия // Физика металлов и металловедение. - 1957. - Вып.1, № 4. - С.112-114.
21. Ефимов Ю. В., Барон В. В., Савицкий Е. М. Ванадий и его сплавы. - М.: Атомиздат, 1979.- 253 с.
22. Гуляев А. П. Коррозионностойкие сплавы тугоплавких металлов. - М.:Наука, 1981. - 119 с.
23. Структуры двойных сплавов [Текст] : пер. с англ. / Хансен М., Андерко К., Новиков И. И., Рогельберг И. Л.. - М. : Металлургиздат, 1962. - 608 с.
24. Газы и углерод в металлах. Фромм Е., Гебхардт Е. Пер. с нем., «Металлургия», 1980. 712 с.
25. Schirra M. Vanadinlegierungen fur die Kerntechnik. Teil III. Zeitstandfestigkeit und Kriechverhalten von Vanadin-Basis-Legierungen // Metall. - 1979. - V.33, №5. - S.455-465.
26. Bohm H., Schirra M. Untersuchungen uber das Zeitstand und Kriechverhalten binaren und ternaren Vanadin-Legierungen //J. of Less- Com. Met. - 1967. V.12, №4. - P.280-293.
27. Scholz M. Aushartungserscheinungen an V-Ti, V-Ti-Si, V-Zr und V-Hf-Legierungen unter Berücksichtigung der Metalloide N,O,B und C.- Kernforschungszentrum Karlsruhe // 1972. - KFK-1680. - 39 S.
28. Бакли Д. Поверхностные явления при адгезии и фрикционном взаимодействии. -М.: Машиностроение, 1986. - 360 с.
29. Engineering tribology/ Gwidon W. Stachowiak, Andrew W. Batchelor - 2001 - 744 p.
30. Справочник по триботехнике / Под ред. М. Хебда, А. В. Чечинадзе, т.1., В 3 т., - М.: Машиностроение, 1989. - 400.
31. Широков В. В., Ковальчик Ю. І. Нестационарне тепловиділення на поверхнях тертя/ Проблеми трибології.-2010, №2, с.45-55
32. Yu. I. Koval'chyk and V. V. Shyrovkov. [Modeling of Temperature Flashes under the Conditions of Periodic Contact of Friction Surfaces /Materials Science, Volume 41, Number 2 / March, 2005](#), 192-201
33. Ю. І. Ковальчик, О. В. Широков /Обґрунтування максимальної температури на локальних ділянках поверхні тертя.- Вісник Львівського національного аграрного університету. Агро інженерні дослідження №.13., т.1, 2009 р., с.253-260.
34. В. В. Широков, О. В. Широков. Високотемпературне старіння ванадію технічної чистоти/ 36. Наук. праць 3-ої Всеукраїнської науково-технічної конференції «Прогресивні технології у машинобудування», 2-6 лютого 2015 р., Львів, 106...107с.

Рецензенти:

Я.О. Шахбазов, д.т.н. професор, УАД

Х.Б. Василів, к.т.н., ст.н.с., ФМІ НАНУ

Стаття надійшла до редакції 27.04.2017

РОБОТИ УЧНІВ МАЛОЇ АКАДЕМІЇ НАУК УКРАЇНИ

ЕКОБЕЗПЕЧНІ ПАКУВАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ *ECOSAFETY PACKING MATERIALS*

Бандура Марія Віталіївна

Bandura Maria

Волинська область, м. Луцьк,

учениця 8 класу комунального закладу

“Луцький навчально-виховний комплекс

“загальноосвітня школа I-III ступенів № 22

– ліцей” Луцької міської ради Волинської

області”, bandura1975@i.ua

Упродовж кількох десятків років провідне місце серед пакувальних матеріалів займав поліетилен. Як показав звіт Агентства з охорони навколишнього середовища та управління енергією ADEME (Франція), з 530 кг продуктів, які за рік споживає людина, 73 кг, тобто близько 13% становить упаковка. Однак тривалий розпад поліетилену, що зумовив забруднення навколишнього середовища, призвів до пошуків альтернативних варіантів упаковки. За останні 20 років відбулося значне скорочення обсягів використання пластику для пакування. Наприклад, упаковка 1,5-літрової пляшки з мінеральною водою була зменшена на 42%, а 125-грамова баночка йогурту - на 40%. У харчовій промисловості використовуються нові пакувальні матеріали, у тому числі такі, що містять антибактеріальні речовини, ферменти тощо. Тому розробка нових пакувальних матеріалів, що відповідають вимогам екобезпеки, є актуальною проблемою матеріалознавства.

Об'єктом нашого дослідження обрано матеріали для екологічного пакування. Мета дослідження – створити пакувальні матеріали з органічної сировини, що підлягають біодеградації.

Завдання дослідження – розглянути принципи створення екоупаковки; розробити технологію створення гідрофобного пакувального матеріалу на основі натуральних тканин та бджолиного воску; дослідити експлуатаційні властивості розробленого матеріалу; визначити сфери його застосування.

Ми керувалися порадами Бертрана Шове, виконавчого директора і партнера компанії Interbrand, Париж, з приводу того, як відомі і не дуже бренди можуть зробити свою продукцію більш екологічною [1]. Найпростіший спосіб знизити кількість відходів від упаковки - використовувати правило п'яти О.

1. Осмислити. Проаналізувати поведінку та очікування споживачів, щоб зрозуміти, що потрібно змінити в усьому циклі виробництва продуктів та їх упаковки. Це дослідження має стати орієнтиром для всіх інженерів, виробників і дизайнерів компанії.

2. Оцінити. Тверезо оцінити процес виробництва упаковки, логістику, рітейл і споживчий попит, використовуючи різні технічні та маркетингові інструменти, і тільки після цього робити бриф на дизайн.

3. Оптимізувати. Оптимізувати всі частини і шари упаковки, щоб вона відповідала виробничим, логістичним і споживчим очікуванням, але при цьому добре виконувала свої основні функції.

4. Обмежитись. Максимально зменшити обсяг використовуваного пакувального матеріалу, але так, щоб якість продукту не піддавалась ризику під час виробництва, транспортування, дистрибуції або в процесі використання.

5. Організувати переробку відходів. Простежити за всіма стадіями життєвого циклу упаковки продукту, щоб спростити процес входу використаного матеріалу в повторний цикл використання – і в першу чергу для споживача.

Екологічний пакувальний матеріал створено із натуральних тканин (бавовна, льон, мішковина), на які нанесено тонкий шар бджолиного воску. Таке поєднання дозволило отримати гідрофобну поверхню, стійку до дії вологи (рис. 1). Отримані пакувальні матеріали легко

набувають необхідної форми, придатні для пакування товарів, які необхідно захистити від надмірної вологи, можуть багаторазово використовуватися. Вони мають приємний запах бджолиного воску, активні речовини якого мають антибактеріальні властивості.



Рис. 1. - Гідрофобний матеріал з мішковини (а) та бавовни (б).

Оскільки основою розроблених матеріалів є полімери натурального походження, зокрема, целюлоза, вони внаслідок дії ферментів, мікроорганізмів ззовні або всередині клітин піддаються біодеградації. Іншим методом утилізації може бути спалювання, у результаті якого можна отримати додаткову енергію.

Список використаних джерел:

1. Екологічна упаковка: поради виробникам [Електронний ресурс]. – 20.11.2010. – Режим доступу: <http://www.eco-live.com.ua/content/blogs/ekologichna-upakovka-poradi-virobnikam>.

ОРГАНІЗАЦІЯ РОБОТИ СЕКЦІЇ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА В ПОЗАШКІЛІ ORGANIZATION OF MATERIALS SCIENCE SECTIONS IN SCHOOL HOURS

Бурбела О.Ф.

Burbela O.

учениця 8 КУ «Волинської обласної Малої академії наук»

Науковий керівник:

Гулай О.І.

Наукова секція матеріалознавства у рамках відділення технічних наук Волинської обласної Малої академії наук працює з 2012 року. Програма передбачає проведення теоретичних занять та практичної роботи в лабораторіях кафедри матеріалознавства та пластичного формування конструкцій машинобудування Луцького НТУ.

Матеріалознавство є прикладною наукою, що встановлює зв'язок між хімічним складом, структурою та властивостями матеріалів. Важливими також є закономірності змін властивостей, що відбуваються за умов дії зовнішніх факторів: температури, характеру сил навантаження, агресивного зовнішнього середовища тощо. Матеріалознавство вивчає будову матеріалів, залежність їх структури, фізико-механічних та технологічних властивостей від хімічного складу й технології. Хоча дана дисципліна не входить до шкільної програми, ознайомлення з нею дозволяє школярам поглибити свої знання про матеріальні об'єкти навколишнього світу, інтегративно поєднати знання з фізики, хімії, математики, визначитися із вибором майбутньої професії.

Плануючи роботу зі школярами, ми керувалися компетентнісним підходом, який спрямовує педагогічний процес на формування і розвиток ключових (базових, основних) і предметних компетентностей особистості. Маємо переконання, що більш значущими і ефективними для успішної професійної діяльності є не розрізнені знання, а узагальнені вміння, які проявляються в здатності вирішувати життєві та професійні проблеми, здібності до іншомовного спілкування, підготовка в галузі інформаційних технологій і т.д. Саме вони стали наріжним каменем

компетентнісної парадигми навчання, на основі якої була складена навчальна програма з позашкільної освіти дослідно-експериментального напрямку, яка передбачає 1 рік навчання – початковий рівень – 180 год. на рік, 5 год. на тиждень.

Її реалізація здійснюється у секції матеріалознавства, до якого залучаються учні старшого шкільного віку (14...16 років). Вивчення дисципліни базується на знаннях з хімії, фізики та математики. Можемо констатувати, що доволі низький рівень шкільних знань із вказаних предметів є основною перешкодою для успішного навчання у секції численної категорії учнівської молоді. Безсумнівною перевагою секції є можливість проводити численні експерименти, пов'язані із дослідженням структури та властивостей речовин та матеріалів. Ця особливість дозволяє підтримувати інтерес учнів до занять, оскільки набагато цікавіше досліджувати щось експериментально, ніж теоретично.

Розглянемо особливості компетентнісного підходу до побудови навчальної програми з матеріалознавства. **Метою** навчальної програми є формування ключових та загальнопредметних компетентностей особистості засобами наукового дослідження в галузі матеріалознавства.

Основні завдання полягають у формуванні таких компетентностей:

загальнокультурної – сприяє підвищенню інтелектуального рівня учня, його технічної грамотності;

пізнавальної – забезпечує розуміння фізичної сутності явищ, які відбуваються у матеріалах під час дії на них різних факторів в умовах виробництва та експлуатації, можливість встановлення залежності між складом, технологією виготовлення, будовою і властивостями матеріалів;

технологічної – сприяє оволодінню основами технології обробки матеріалів, знання про їхні техніко-економічні характеристики, сфери застосування та основи будови устаткування, інструментів та обладнання;

компетентності з інформаційних та комунікативних технологій – забезпечує розвиток вмінь пошуку, систематизації, аналізу та представлення наукової інформації;

здоров'язберігаючої – формує розвиток вмінь з безпечної життєдіяльності, безпечної експлуатації та утилізації різноманітних матеріалів;

соціальної – сприяє вихованню патріотизму та гордості за досягнення вітчизняних вчених у галузі матеріалознавства; самореалізації особистості в соціумі; професійному самовизначенню.

Завершуючи навчання у секції, учні мають знати і розуміти фізичну сутність явищ, які відбуваються у металевих та неметалевих матеріалах в умовах їх виробництва й експлуатації, взаємозв'язок між їх структурою та фізико-механічними властивостями, сутність процесів одержання металів та сплавів, полімерів та композитних матеріалів тощо.

Учні мають вміти правильно вибирати матеріал для певних умов роботи, визначити технологію його обробки з метою одержання потрібної структури та фізико-механічних властивостей, досліджувати окремі фізико-хімічні та механічні властивості матеріалів, застосовувати знання про структуру та властивості матеріалу для його безпечної експлуатації та утилізації.

Отримані знання та вміння учні застосовують при реалізації наукового дослідження, в процесі якого обирають тему, аналізують наукову літературу, проводять експериментальні дослідження та аналізують їх результати, оформляють наукову роботу та представляють її на конкурсі-захисті наукових робіт школярів та інших конкурсах та виставках. Незважаючи на малий досвід роботи нашої секції, її вихованці вже чотири рази перемагали на Всеукраїнській виставці "Майбутнє України", приймали участь у фінальних етапах міжнародного конкурсу "Інтел-Еко", були учасниками всеукраїнських шкіл з матеріалознавства. Це свідчить про ефективність впровадження компетентнісного підходу до реалізації позашкільної науково-технічної творчості учнівської молоді.

**НАНОСТРУКТУРУВАННЯ АМОРФНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Ni-РЗМ ЯК ФАКТОР
ВПЛИВУ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ У ВОДНИХ РОЗЧИНАХ**
*NANOCRYSTALLIZATION OF THE AMORPHOUS Al-Ni-RE ALLOYS AS A FACTOR OF THE
INFLUENCE ON CORROSION RESISTANCE IN AQUEOUS SOLUTIONS*

Геворгян Софія Вікторівна

Hevorhyan Sofiya

м. Львів,

учениця 11 класу

Львівського фізико-математичного ліцею-інтернату при ЛНУ імені Івана Франка,

avisventus@gmail.com

Застосування АМС як каталізаторів залежить не тільки від енергетичних характеристик цих метастабільних систем, але й обумовлюється широким спектром фізико-хімічних властивостей, геометричними та структурними факторами, які визначають галузі їх раціонального використання, а також і стабільність властивостей у робочих умовах.

АМС на основі алюмінію, леговані перехідним та рідкісноземельним металом можуть проявляти каталітичну дію в різних окисно-відновних процесах, зберігаючи при цьому високу опірність до корозії в агресивних середовищах.

Досліджено температурно-ініційовані фазові перетворення у аморфних сплавах на основі алюмінію, які леговані Y, Gd та Dy та вплив процесів нанокристалізації на їх корозійну тривкість в розчині NaCl різної концентрації. Для виконання експериментальної частини роботи використано методи X-променевої дифракції, диференціально-скануючої калориметрії (ДСК), Кельвін проби та циклічної вольтамперометрії (ЦВА). За результатами X-променевої дифрактометрії підтверджено аморфність всіх досліджуваних сплавів: найнижчий ступінь аморфності простежується у сплав Al₈₇Y₅Ni₈, а найвищий - Al₈₇Y₄Dy₁Ni₈, на що вказує характерне гало в інтервалі $2\theta = 25-45^\circ$. Відомо, що внаслідок відпалу відбувається зміна структурного стану АМС. Тому сплави досліджено методом ДСК та визначено температури стадій кристалізації досліджуваних аморфних сплавів. За рівнянням Кісінджера визначено енергію активації (E_a) першої стадії кристалізації, об'ємну частку кристалічної фази (α) та визначено показник Аврамі (n) за моделлю Матусіта, який вказує на напрямок росту нанокристалів.

З результатів видно, що найбільше нанокристалічної фази (31-35 %) формується у АМС легованих Dy. Ріст нанокристалів у сплавах легованих лише одним РЗМ відбувається за 2D, а двома РЗМ - за 3D схемою. Відпал приводить до енергетичних змін поверхні. За даними Кельвін проби показано, що після першого ступеня кристалізації локалізація енергії на поверхні зразків є рівномірнішою і підвищується в результаті відпалу. Вольтамперометричні дослідження зразків у водному розчині NaCl показали, що сплави найвищого ступеня кристалізації окиснюються легше, тобто знижується їх корозійна тривкість в порівнянні з вихідними аморфними та нанокристалізованими сплавами.

Список використаних джерел

1. Л.Беднарська, Електрохімічні ефекти аморфного сплаву Al₈₇0Gd₅0Ni₈0, викликані нанокристалізацією / Беднарська Л., Ковбуз М., Герчик О. та ін. // Фіз-хім. механ. матер. – 2010. – Спец. вип. № 8. – С.163 – 167.
2. T. Mika, Influence of Gd and Fe on crystallization of Al₈₇Y₅Ni₈ amorphous alloy / T. Mika, M. Karolus, G. Haneczok, L. Bednarska, E. Łagiewka, B. Kotur // J. Non-Cryst. Sol. - Vol.354, № 27. - 2008. - P. 3099 - 3106.
3. Ahmadi S. Nanocrystallization of α -Fe Crystals in Fe₅₂Cr₁₈Mo₇B₁₆C₄Nb₃ Bulk Amorphous Alloy / Ahmadi S., Shahverdi H.R., Saremi S.S. // J. Mater. Sci. Technol.- 2011. - Vol. 27, №6. - P. 497-502.

**ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТЕЙ 3D-ПРИНТЕРІВ З ПАРАЛЕЛЬНИМИ
КІНЕМАТИЧНИМИ СХЕМАМИ**
STUDY THE POSSIBILITY OF 3D-PRINTERS WITH PARALLEL KINEMATIC SCHEME

Іванчук Софія Юріївна

Ivanchuk Sofia

м. Черкаси,

учениця 10 класу Черкаської гімназії №9

ім. О.М. Луценка,

21ivanchuk@gmail.com

Актуальність дослідження. 3D-друк технологія, що дозволяє перетворювати моделі, отримані в CAD-системах в готові вироби. 3D -друк відкриває нескінченні горизонти, але найцікавіше, що ці пристрої доступні вже для індивідуального користування. 3D друк має широке застосування в світі, як технологія, яка вирішує складні задачі у виготовленні деталей складної конфігурації. *Мета роботи:* Дослідити можливості 3D-принтерів з паралельними кінематичними схемами на прикладі пристрою розробленого в ЧДТУ. *Завдання досліджень.* Провести дослідження можливостей 3D-принтерів з паралельними кінематичними схемами, перевірити їх ефективність та безпечність під час роботи.

3D-друк є однією з форм технології адитивного виробництва, де тривимірний об'єкт створюється шляхом накладання послідовних шарів матеріалу. 3D-принтери, як правило, швидші, більш доступні і прості у використанні, ніж інші технології адитивного виробництва. 3D-принтери пропонують розробникам продуктів можливість друку деталей і механізмів з декількох матеріалів та з різними механічними і фізичними властивостями за один процес складання. Зараз доступна велика кількість конкуруючих технологій, що дозволяють зробити 3D модель[1,2]. На сьогоднішній день все більше застосування знаходить створення прототипів за допомогою 3D принтерів. Це проста процедура, надійна технологія, що не віднімає великої кількості часу. 3D принтери бувають різної компоновки, різних габаритних розмірів і призначень. 3D принтер з Delta – компонованням забезпечує переміщення екструдера в X, Y, Z площинах. Зовнішній вигляд дельта-принтера зображено на рисунку 1.

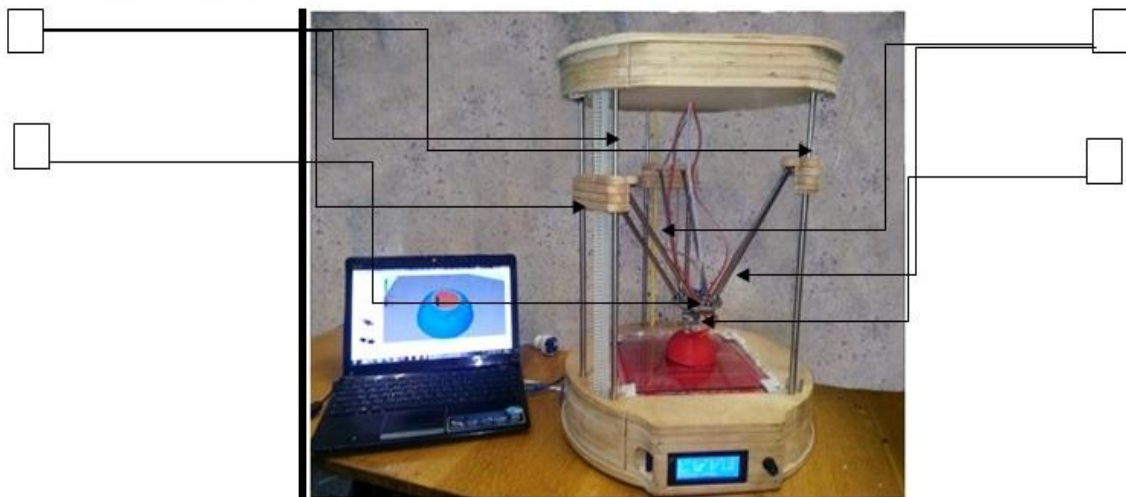


Рис. 1. - Зовнішній вигляд Дельта-принтера:

1 – направляючі; 2 – тяги; 3 – екструдер; 4 – гарячий блок екструдера;

Принтер складається з двох основних частин, основи і рухомої частини. Основа служить для установки і закріплення рухомої частини, і також служить корпусом для закріплення і установки всієї електронної апаратури. Рухома частина принтера складається з направляючих 1, тяг 2, екструдера 3, шести магнітних передач 4, основою яких є неодимові магніти закріплені на протилежному кінці тяг. Рух тяг у всіх трьох напрямках передається від направляючих через магніти. Три рухливі направляючі закріплені на корпусі принтера за допомогою гвинтів і служать механізмом переміщення у вертикальному напрямку. Переміщення направляючих передається кроковими двигунами через зубчастий ремінь. Натяг пасової передачі забезпечується

переміщенням шківом по осі Z. Використання принтерів для друку з паралельними кінематичними схемами дає можливість створювати унікальні вироби здешевити їх вартість та підвищити надійність та продуктивність процесу виготовлення.

Список використаних джерел

1. Основи 3D друку - [Електронний ресурс: <http://prusa.com.ua>]
2. Э. Канесса, К. Фонда, М. Зеннаро: Доступная 3D печать для науки, образования и устойчивого развития, МЦТФ Абдус Салам –2013 МЦТФ

ЗМЕНШЕННЯ ТЕРТЯ В ПІДШИПНИКАХ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ДЕТАЛЕЙ НА ОСНОВІ ВІДХОДІВ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ *REDUCING FRICTION IN THE BEARINGS BY USING COMPOSITE PARTS BASED ON WASTE TOOL STEEL*

Крижанівський Денис Володимирович
Kryzhanivsky Denis

м. Чернігів,

учень 10-А класу Чернігівського ліцею №32,

K.D.V.2001@yandex.ua

Важливим є завдання по вдосконаленню роботи вузлів тертя, підвищення їх працездатності, довговічності, надійності, безвідмовності, які є ключовими в роботі багатьох пристроїв.

Вузли тертя виготовлені методом лиття та працюють із змащуванням в умовах одночасної дії високих швидкостей (10 000-16 000 об./хв.), високих навантажень (3-8 МПа), що призводить до підвищення температур у зоні контакту та розігрівання контактних поверхонь (до 450 °С). Все це обладнання потребує щотижневої перевірки, що призводить до економічних втрат.

Темп зношування поверхонь тертя визначається, властивостями вторинних структур і залежить від характеру утворених оксидних плівок.

Литі матеріали (литі сталі, бронзи, бабіти), що функціонують у важких умовах роботи, не здатні поєднувати у своєму складі різні за природою та цільовим додаванням домішки, які утворювали б міцну матрицю та містили б антизадирні присадки. У той час, як композиційні підшипникові матеріали на основі шліфувальних відходів інструментальних сталей 7ХГ2ВМФ, 11РЗМЗФ2, 5ХЗВЗМФС можуть поєднати ці властивості та значно підвищити зносостійкість зазначених вузлів тертя. Крім того для всіх вказаних сталей характерна висока концентрація вуглецю, а оскільки всі присутні легуючі елементи є сильними карбідоутворюючими елементами (крім кобальту), у структурі сталей знаходиться велика кількість карбідів різного складу та природи, що сприяє підвищенню міцносних властивостей, окалинотійкості та розширюють область нормального зносу при процесі тертя, що встановився.

Нові матеріали в порівнянні з застосовуваним у даний час в аналогічних умовах традиційним матеріалом – залізо-графітом, легованим 15% Мо, мають більш високі як міцностні, так і антифрикційні властивості, а також спроможні працювати при більш високих температурах і витримувати набагато більші гранично-припустимі навантаження, що пов'язано з високим ступенем легуваності нових матеріалів та формуванням дрібнозернистої структури, що представляє собою міцну, достатньо пластичну металеву матрицю, що складається з твердого розчину із залягаючими у ній інтерметалідами і твердими зернами карбідів легуючих елементів, а також рівномірно розподіленими в ній включеннями протизадирної домішки CaF₂.

Утворена структура матеріалів на основі відходів зазначених сталей забезпечує високий рівень триботехнічних властивостей, що зберігаються у широкому діапазоні навантажень на пару тертя при високих швидкостях обертання ≈ 10000 об./хв. (або при температурі зовнішнього нагріву до 600-750°С) в умовах агресивного середовища – повітря.

У процесі роботи досліджуваних матеріалів на контактних поверхнях утворились щільні та рівномірні плівки тертя, які стабілізували процес тертя і забезпечили високий рівень триботехнічних властивостей матеріалів.

Список використаних джерел:

1. В.І. Мороз, О.В. Братченко, В.В. Лінков. Основи конструювання і САПР: Навчальний посібник – Харків, ПП видавництво «Нове слово», 2003. – 194 с.
2. К.І. Заблонський. Деталі машин. – Одеса: «АстроПринт», 1999. – 404 с.
3. Зиновьев Е.В., Левин А.Л., Бородулин М.М. и др. Полимеры в узлах трения машин и приборов: Справочник – М.: Машиностроение, 1980. – 208 с.

**ПРОЕКТУВАННЯ ТА ВИГОТОВЛЕННЯ МОБІЛЬНОГО МАНІПУЛЯТОРА З РУЧНИМ
АБО ПРОГРАМНИМ КЕРУВАННЯМ**
*DESIGN AND MANUFACTURE OF MOBILE MANIPULATOR WITH MANUAL OR PROGRAM
CONTROL*

Левак Олександр Олександрович
Levak Oleksandr

Волинська область, м. Луцьк,
учень 9 класу комунального закладу
"Луцький навчально-виховний комплекс
"Гімназія № 14 імені Василя
Сухомлинського" Луцької міської ради
Волинської області",
sashavytyckyj@gmail.com

Науковий керівник: Сичук В.А.

На сьогодні для наукової та інженерної конкурентоспроможності України необхідні фахівці, що здатні розбиратися та користуватися сучасними прогресивними світовими розробками у сферах технологій виготовлення виробів, програмного забезпечення, електроніки, матеріалознавства, програмування. Авторами наукового проекту виконано проектування, виготовлення, програмування мобільного роботизованого маніпулятора.

На етапі проектування було застосовано сучасне САПР (системи автоматизованого програмного забезпечення) програмне забезпечення. З його допомогою спроектовано усі деталі, вузли та геометричні розміри маніпулятора. На рис. 1 зображено 3D модель маніпулятора в процесі проектування.

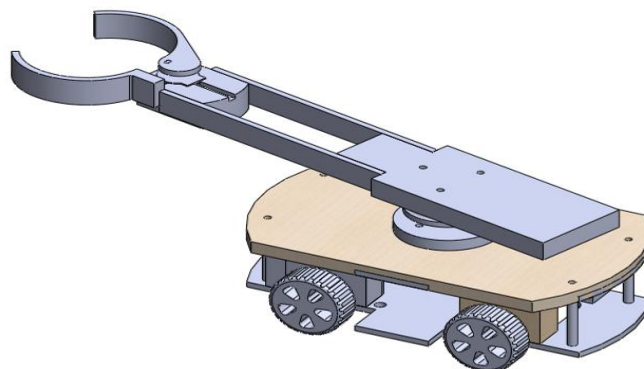


Рис. 1. Тривимірна модель маніпулятора в процесі його проектування в САПР програмному забезпеченні

Для кожної деталі було розроблено технологічний процес її виготовлення. Для цього було застосовано відповідне програмне забезпечення, що дозволяє генерувати керуючі програми для верстатів з числовим програмним керуванням. На рис. 2 зображено генеровані спеціалізованою програмою траєкторії руху інструменту згідно яких на верстаті з ЧПК виготовлялося колесо. Також були застосовані класичні довідникові матеріали для визначення технологічних режимів різання для універсальних верстатів з ручним керуванням.

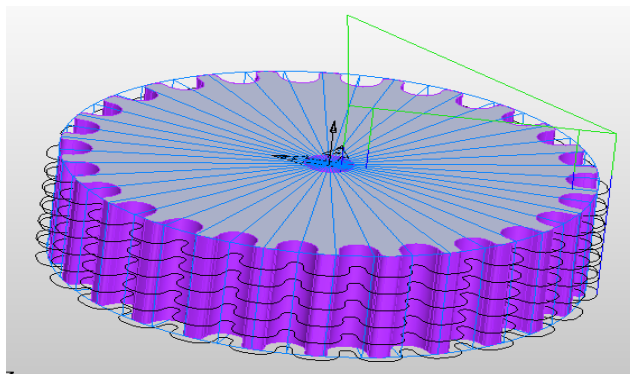


Рис. 2. Генеровані траєкторії руху фрези для виготовлення колеса на фрезерному верстаті з ЧПК

Виготовлення деталей маніпулятора проходило з застосуванням наступних верстатів: 3-х осьовий фрезерний верстат з числовим, програмним керуванням, універсальний токарно-гвинторізний верстат. З метою застосування доступних матеріалів в основному було застосовано фанеру та дерев'яні бруси.

В якості логічного елементу, що керує маніпулятором, було обрано плату Arduino UNO, CNC Motor Shield. Дані мікросхеми керують трьома кроковими двигунами, що відповідають за переміщення мобільного маніпулятора, захоплення та відпускання вантажу, переміщення «руки» маніпулятора. На рис. 3 зображено основні компоненти автономного маніпулятора.

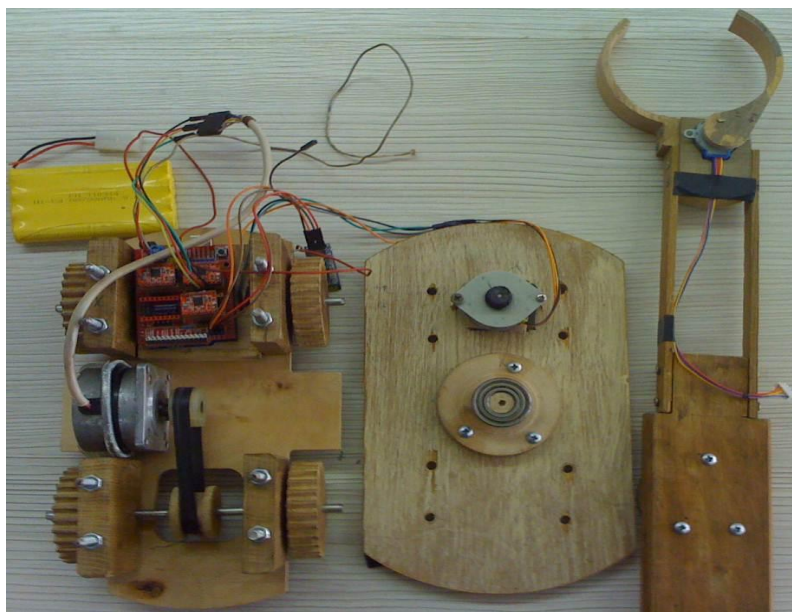


Рис. 3. Складові частини автономного мобільного маніпулятора

Маніпулятор володіє автономністю, тобто живлення йде від акумуляторної батареї; керування здійснюється згідно розробленої програми або в ручному режимі через Bluetooth, зв'язок здійснюється через Android. Корисна вантажопідйомність приблизно 1 кг. На відкритій місцевості можливе дистанційне ручне керування приблизно до 50 м.

Автономний мобільний маніпулятор володіє значними перевагами, серед яких:

- усі компоненти виготовлені з доступних, поширених та недорогих матеріалів;
- керування та програмування дуже просте для розуміння;
- виготовлення деталей та їх збір не вимагають спеціалізованого обладнання;
- здатність до вдосконалення (встановлення фото-, відеокамери, звукових та світлових пристроїв, застосування гусеничного шасі і т.п.).

Дану розробку можна застосовувати для навчальних цілей: технологія виготовлення, технологія збору, інженерна творчість, програмування автономної роботи та інше.

ВПЛИВ МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА ЛЮДИНУ ТА РОСЛИНИ
THE MAGNETIC FIELD ON MAN AND PLANTS

Мальцев Євген

Maltsev Evgen

м. Суми,

учень групи 10-ФМ

Сумської спеціалізованої школи I-III
ступенів №10

імені Героя Радянського Союзу О.А.Бутка

Актуальність. З 60-х років минулого століття розпочалася науково-технічна революція. Були винайдені перші комп'ютери, радіотелефони, була розроблена і запущена перша супутниковий зв'язок. Збільшилася кількість звичайних на той час джерел магнітного випромінювання: радіолокаційні станції; радіорелейні станції; телевізійні вежі. Передові промислові країни почали цікавитися впливом магнітного випромінювання на здоров'я людини. Саме тому, проблема впливу електромагнітних полів на організм людини актуальна на сьогоднішній день. Однією з ключових проблем електромагнітної екології є пояснення механізму впливу магнітних полів на біологічні об'єкти.

Магнітна взаємодія грає важливу роль в процесах, що протікають у Всесвіті. Вплив космічних факторів (варіацій сонячної і геофізичної активності) на стан технічних засобів і складних технологічних систем магнітосфери і іоносфери нашої планети. В рамках науки про Землю вивчення магнітного поля направлено на рішення двох фундаментальних проблем. По-перше, це проблема генерації великомасштабних полів в природі, в тому числі магнітного поля Землі. По-друге, це основна проблема фізики Землі - її внутрішню будову і процеси в її надрах, що призводять до генерації магнітного поля.

Одним з актуальних напрямків досліджень в біофізиці є дослідження взаємодії магнітних полів з водним середовищем і живими організмами. Досвід багаторічних спостережень говорить про те, що деякі магнітні поля представляють потенційну загрозу для здоров'я людей і є не менш вираженим кліматичним чинником, ніж температура, тиск і вологість. У міру зростання усвідомлення цього факту завдання вивчення механізмів біологічної дії електромагнітних полів стає все більш актуальною.

Тому метою роботи є дослідження властивостей та вплив магнітних полів на живі організми.

Дана мета сприяє виконанню наступних завдань:

- ☐ Дослідити ступінь впливу магнітного поля на здоров'я людини.
- ☐ Вивчити вплив магнітних полів на рослинні організм.
- ☐ Виявити позитивні і негативні сторони магнітних полів.
- ☐ Запропонувати рекомендації з пошуку ефективних шляхів вирішення проблеми впливу магнітного поля на здоров'я людини.

Об'єктом дослідження є магнітне поле природного магніту, предметом дослідження стали пророщені зерна пшениці.

Вивчення магнітного поля має надзвичайно важливе наукове і практичне значення. Тому потрібно вивчити історію відкриття та освоєння цього явища.

Список використаних джерел

1. Баевский Р.М. Прогнозирование состояний на грани нормы и патологии. М.: Медицина. 1979. 295 с.
2. Брагинский С. И., Об основах теории гидромагнитного динамо Земли, «Геомагнетизм и аэрономия», 1967,
3. Гильберт У. О магните, магнитных телах и о большом магните Земля. – М.: 6. Изд-во АН СССР: 1956. – 256 с
4. Зинковская М. Курсовая работа «Влияние электромагнитных полей на живые организмы» - Днепропетровск: ДНУ – 2001 – 19 стр .
5. Карасик В. Р., Физика и техника сильных магнитных полей, М., 1964

ЕЛЕКТРОМАГНІТНИЙ ДОЗУЮЧИЙ ПРИСТРІЙ ELECTROMAGNETIC DOSING DEVICES

Мороз Владислава Ігорівна

Moroz Vladislava

м. Черкаси,

учениця 10 класу

Черкаської гімназії №9 ім. О.М. Луценка

vlada_moroz2001@mail.ru

У роботі розглядаються унікальні властивості магнітів, які можуть бути якісно використані у різноманітних галузях науки й техніки – у тому числі й у вимірювальних пристроях. При цьому, не лише в якості вимірювального елемента (компас, гіроскоп) та для приладів електровимірювань (лічильників електроенергії, струму, магнітного поля), але й у якості робочого елемента механічних пристроїв, наприклад, дозаторів та пристроїв обліку речовин.

Мета роботи: розробка пристрою для точного вимірювання (дозування) рідин, вивчення функціональних можливостей та технічних характеристик розробленого пристрою та надання пропозицій щодо використання отриманого результату в умовах побуту та домашнього господарства.

На основі вивчення можливостей магнітного дозатора доведена можливість використання явища магнетизму в різноманітних сферах науки і техніки, а також представлені експерименти, що доводять перевагу та унікальність використання такого методу дозування.

Запропонована ідея та розроблена схема електромагнітного дозуючого пристрою, а також проведена практична реалізація цього пристрою у вигляді макета та готового виробу

Технічний результат винаходу полягає в застосуванні кульки-дозатора (металевої), що має високу стійкість до шкідливих впливів (особливо до хімічної дії та радіації). При цьому забезпечується висока точність дозування. Використання дозатора дозволяє, не знижуючи точності, виробляти дозування великих об'ємів шляхом багаторазового спрацьовування дозатора.

У процесі його експериментального дослідження було встановлено, що при об'ємі дозування $0,5 \text{ см}^3$ похибка дозування склала 0,4% (точність дозаторів-аналогів у середньому 0,5%). Термін служби металевих мембран в хімічно агресивних і радіоактивних середовищах перевищує термін служби неметалічних мембран у 10-20 разів. Кількість циклів роботи такого дозатора становить 400-600 тисяч.

Список використаних джерел

1. Киселев Д.Ф. Электричество и магнетизм. Методика решения задач / Учебное пособие. М.: Физический факультет МГУ, 2010. 332 с.
2. Тюрин Ю.И., Чернов И.П., Крючков Ю.Ю. Физика ч.2. Электричество и магнетизм: Учебное пособие для технических университетов. – Томск: Изд-во Томского ун-та, 2003. – 738 с.
3. Иродов И.Е.: Электромагнетизм. Основные законы. – 5-е издание –М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2006 – 319 с.: ил.
4. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Курс теоретической физики: В 10 т.: т. 4: Электромагнетизм. – М.: Физматлит. 2002. – 224 с.
5. Сивухин Д.В. Общий курс физики: учебное пособие для вузов. В 5 т. Т III Электричество. – 3-е изд., стер. – М. ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 656 с.
6. Назаренко, Г.И. Управление качеством лабораторных исследований / Г.И.Назаренко, А.А.Кишкун. – М., Медицина. – 2001.
7. Камышников, В.С. Техника лабораторных работ / В. С. Камышников. – Мн.: Белорусская наука, 2001. – 286 с.
8. Горячковский, А.М. Клиническая биохимия в лабораторной диагностике / А. М. Горячковский. – Одесса:Экология. – 2005. – 616 с.
9. Терентьев В.Ф. Циклическая прочность металлических материалов, 2001. – 106 с.

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТОВЩИНИ ШАРУ МАТЕРІАЛУ ТА ЙОГО ВИДУ НА
ЛОКАЛІЗАЦІЮ ТОЧКИ РОСИ**
*STUDY OF THICKNESS OF THE LAYER MATERIAL AND ITS SPECIES ON THE DEW POINT
LOCATION*

Московець Степан Сергійович
Moskovets Stepan

*Сумська область, м. Ромни,
учень 8 класу Роменської спеціалізованої
загальноосвітньої школи I – III ступенів № 2
ім. акад. А.Ф. Йоффе*

Актуальність даного дослідження визначається відсутністю чіткого наукового обґрунтування вимог до утеплення житлових приміщень.

Мета роботи: дослідження доцільності використання різних видів теплоізоляційних матеріалів з урахуванням точки роси.

Завдання дослідження: розглянути процеси випаровування і конденсації; з'ясувати фізичний зміст поняття «точка роси»; ознайомитися із методами вимірювання вологості повітря та пірометричним методом вимірювання температури; виміряти та проаналізувати градієнт температури в ізоляційному матеріалі в залежності від його виду та товщини; оцінити параметри утеплювача для виведення точки роси за межі споруди, розробити рекомендації для утеплення житлових споруд.

У зв'язку з істотним зростанням вартості теплопостачання мешканці багатоповерхівок і приватного сектору масово утеплюють свої помешкання за допомогою різноманітних теплоізоляційних матеріалів. Зазвичай проект утеплення будинку не узгоджується зі спеціалістами; теплоізолятори добираються на власний розсуд самих мешканців, без урахування будівельного матеріалу та конструктивних особливостей споруди; у багатоповерхівках утеплюють окремі секції чи, навіть, квартири. Тому передбачити майбутні ризики важко. Серед можливих «сюрпризів» такого стихійного «енергозбереження» виділення конденсату та утворення плісняви на стінах будинку, руйнування цегли, швів між залізобетонними конструкціями, тощо. Саме тому необхідно встановити причинно-наслідкові зв'язки між матеріалом, товщиною утеплювача та виділенням вологи на внутрішній частині споруди. З цією метою проведено низку вимірювань температури на різних поверхнях кабінету фізики Роменської СЗОШ №2, встановлено, що основна частина втрат тепла відбувається через стіни приміщення. Розраховано оптимальну товщину пінополістиролу, за якої теплові втрати є мінімальними, а точка роси виведена на зовнішню поверхню стіни споруди. Створено комп'ютерну програму, що дозволяє розрахувати параметри утеплювача в залежності від матеріалу та товщини стіни будинку.

Наукова новизна роботи полягає у спробі обґрунтування проблеми утеплення житлових приміщень на підставі законів термодинаміки, дослідженні впливу товщини шару утеплювача та його виду на локалізацію точки роси. За підсумками дослідження автор надає конкретні рекомендації щодо вимог для теплоізоляційних матеріалів, які використовуються пересічними громадянами для утеплення житла.

Список використаних джерел

1. Апатенко Т. М. КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ з дисципліни „Будівельна фізика. Кліматологія” (для студентів 4 курсу денної форми навчання напряму підготовки 6.060102 - «Архітектура» (експеримент)) / Т. М. Апатенко; Харк. нац. акад. міськ. госп-ва - Х.; ХНАМГ, 2011. - 98 с.
2. Архангельский А. Я., Тагин М. А. Программирование в C++-1- Виїсїег 6 и 2006. - М.: ООО «Бином-Пресс», 2007 г.
3. Болгарский А.В. Термодинаміка и теплопередача. Учебн. для вузов. Изд. 2-е, перераб. и догї./Болгарский А.В., Мухачев Г.А., Щукин В.К. М., «Высш. школа», 1975. -488 с.
4. Богословский В.Н. Строительная теплофизика (теплофизические основы отопления, вентиляции и кондиционирования воздуха). / В.Н. Богословский. - 2-е изд., перераб. и доп. - М.: Высш. школа, 1982. - 415 с.
5. Васильев Б.Ф. Натурные исследования температурно-влажностного режима жилых зданий / Б.Ф. Васильев М.: Госстройиздат, 1957. - 210 с.

6. Кошкин Н.И. Справочник по элементарной физике.-8-е изд., перераб. /Кошкин Н.И., Ширкевич М.Г. - М; Наука. Гл. ред. физ.-мат. Лит., 1980.-208 с.

**ДОСЛІДЖЕННЯ МОРФОЛОГІЇ СТРУКТУРИ ТА ФАЗОВОГО СКЛАДУ СУМІШЕЙ
 $\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ ДО І ПІСЛЯ УДАРНО-ВІБРАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ
STUDY OF MORPHOLOGY AND PHASE THE MIXTURE $\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ BEFORE AND AFTER
SHOCK-VIBRATING PROCESSING**

Мосяк Василь Тарасович

Mosyak Vasyi

учень 10 класу Галицької ЗОШ I-III ступенів

№2 Галицької районної ради,

vasylmosyak@yandex.ua

Нанодисперсні та наноструктуровані матеріали займають провідне положення в сучасному матеріалознавстві завдяки своїм унікальним властивостям, які зумовлені дією квантово-розмірного ефекту та проявом розгалуженої поверхні. Основні напрямки розвитку технологій отримання таких наносистем націлені на рішення конкретних завдань, які обумовлені науковими, технічними і медичними потребами в нових матеріалах з необхідними функціональними властивостями. У сучасному застосуванні нанодисперсних матеріалів спостерігається два основних напрямки. В одному з них передбачається подальше отримання наноструктурованих об'ємних зразків на їх основі: композиційних та гібридних плівкових структур, керамік, активованих кристалів тощо для використання у якості скінтіляторів, люмінесцентних екранів, ефективних джерел світла, перетворювачів частоти та інше. У другому напрямку, навпаки, використовується люмінесценція окремої наноструктури, котра відіграє роль люмінесцентної мітки чи зонду. При цьому дуже важливим є стан поверхні та властивості ізольованої наночастинки.

Нові вимоги до якості активних середовищ у галузях нелінійної оптики, оптоелектроніки та лазерної техніки, обумовили необхідність розробки нових типів люмінесцентних матеріалів із впорядкованою структурою, наприклад, т.з. фотонних кристалів (ФК), в яких проявляється ефект оптичного (дифракційного) посилення світла люмінесценції і властивості яких можна контролювати змінювати, варіюючи склад, структуру і форму структурних одиниць. Перспективними структурними одиницями люмінесцентних наноструктурованих матеріалів розглядають активовані рідкісноземельними іонами діелектричні оксидні нанокристали заданої структури, морфології та геометричних параметрів. За умови збереження індивідуальних властивостей активованих нанокристалів при їх консолідації, можна створювати матеріали з унікальними властивостями, не притаманними об'ємним аналогам. З точки зору створення нових функціональних матеріалів з високими коефіцієнтами перетворення випромінювання, перспективним напрямком є введення в матрицю традиційних оптичних кристалів KDP органічних (молекулярних) нанокластерів та наночастинок металооксидів, зокрема нанокристалів TiO_2 з метою покращення оптичних та нелінійно-оптичних параметрів та надання нових властивостей.

Розробка технологій створення нових нанодисперсних та наноструктурованих люмінесцентних матеріалів (молекулярні нанокластери, неорганічні нанокристали та об'ємні структуровані матеріали на їх основі, кристали KDP з інкорпорованими нанокристалами та органічними молекулами) і дослідження їх структурних, оптичних та люмінесцентних властивостей для застосування у фотоніці, оптоелектроніці, а також у медицині для люмінесцентної візуалізації біологічних об'єктів.

Для досягнення зазначеної мети необхідно було вирішити такі основні задачі:

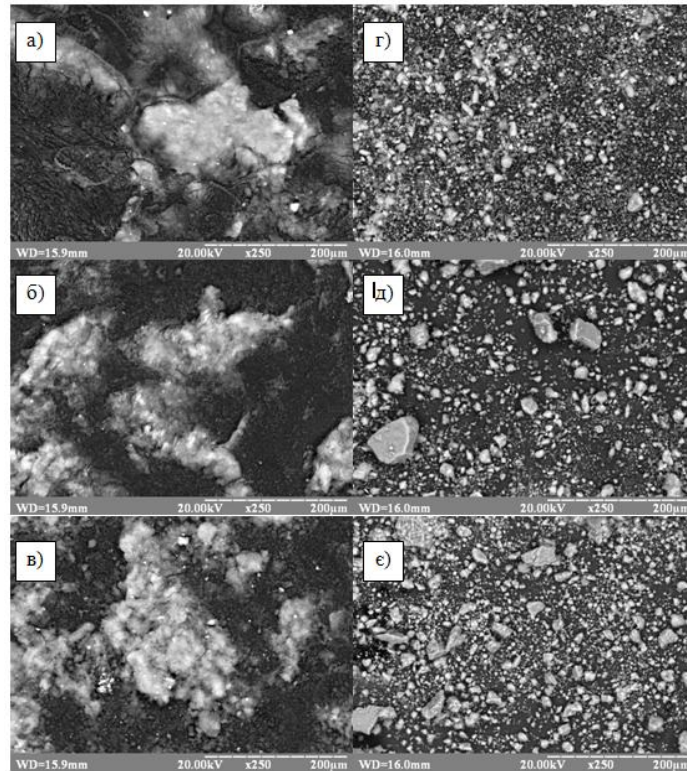
- Познайомитися з технологіями отримання нанорозмірних і наноструктурованих систем;
- дослідити мікро та макроструктуру синтезованих систем, особливості фазоутворення, спрямованої кристалізації, самоорганізації в процесі синтезу;

Список використаних джерел

1. Генералів М.Б. Криохимическая нанотехнология: Учеб. пособие для вузов. М.: ИКЦ "Академкнига", 2006. – 325 з.

2. Гусев А.І., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2001. – 224 з.
3. Пул Ч. Оуенс Ф. Нанотехнології. – М.: Техносфера, 2004
4. Сергеев Г.Б. "Нанохімія" Вид. Московського ун-ту, 2003
5. Соловйов М. Нанотехнологія — ключі до безсмертя і свободам. // Компютерра, 1997, № 41, з. 48-50
6. Вестн. Моск. ун-ту. Сер. 2. хімія. 2001. Т. 42. №5

Додатки



ДОСЯГНЕННЯ ТА ПЕРСПЕКТИВИ НАНОТЕХНОЛОГІЙ

ACHIEVEMENTS AND FUTURE OF NANOTECHNOLOGIES

Никифоров Артем Олександрович

Nikiforov Artem

м. Суми,

учень 10 класу КУ Сумської спеціалізованої школи
I-III ступенів № 10 імені О. Бутка

Актуальність дослідження. Нанотехнології – ключове поняття початку XXI століття, символ нової науково-технічної революції. З позицій сьогодення метою нанотехнологій є створення наносистем, наноматеріалів, нанопристроїв, здатних кардинально змінити розвиток цивілізації. Розвиток нанотехнологій відкриває великі перспективи при розробці нових матеріалів, вдосконаленні зв'язку, розвитку біотехнології, мікроелектроніки, енергетики, охорони здоров'я та озброєння.

Мета дослідження: з'ясувати особливості фізичних властивостей наноб'єктів, розглянути сучасні досягнення та перспективи розвитку нанотехнологій в Сумській області.

Відповідно до мети було сформульовано такі завдання дослідження:

- 1) провести теоретичний аналіз наукової літератури з даного питання;
- 2) розглянути історію розвитку нанотехнологій;
- 3) проаналізувати сучасні досягнення нанотехнологій;
- 4) розкрити глобальні перспективи розвитку нанотехнологій;

5) показати перспективи розвитку нанотехнологій в Сумській області.

6) Одним з основних досягнень нанотехнологій на сьогодні є відкриття: графену, фулеренів, вуглецевих нанотрубок, нанокристалів, аерогелю та наноаккумуляторів. Унікальні властивості цих наноматеріалів обумовлюють їх перспективне використання в різних галузях науки і техніки.

7) Аналіз останніх досліджень свідчить, що нанонаука буде розвиватися у таких основних напрямках:

8) фундаментальні дослідження нанометричних явищ, процесів, об'єктів;

- розробка технологій синтезу наноматеріалів;
- вивчення властивостей наночастинок і наноматеріалів;
- отримання нанопрепаратів для застосування у медичній практиці.

На сьогодні нанотехнологія перебуває в початковій стадії розвитку, оскільки основні відкриття, що передбачаються в цій області, поки не зроблені. Тим не менше проведені дослідження вже дають практичні результати. Використання в нанотехнології передових наукових результатів дозволяє віднести її до високих технологій.

Список використаних джерел

1. Андриевский Р.А. Наноструктурные материалы; Учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений. М.: Академия, 2005.
2. Андриевский Р.А. Получение и свойства нанокристаллических соединений // Успехи химии. 1994. Т. 63. - № 5. С. 431-448.
3. Балабанов В. И. Нанотехнологии. Наука будущего / Балабанов В. И. М.: Эксмо, 2009. 256 с.
4. Внукова Н.Г., Чурилов Г.Н. Наноматериалы и нанотехнологии Учебное пособие - Красноярск: СФУ, 2007. 103с.
5. Волков СВ., Нанохімія. Наносистеми. Наноматеріали / Волков СВ., Ковальчук СП., Генко В.М., Решетняк О.В. К.: Наукова думка, 2008. 422 с.
6. Губин СЛ., Кокшаров Ю.А., Хомутов Г.Б., Юрков Ю.Г. Магнитные наночастицы: методы получения, строение и свойства // Успехи химии. 2005. Т. 74. № 6. С. 539-574.
7. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / Гусев А. И. [2е изд.]. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. 416 с.
8. Гусев А.И., Рампель А.А. Нанокристаллические материалы – М.: Физматлит, 2000. – 222 с.
9. Гусинін В., Графен: неймовірне стало можливим // В. Гусинін, В. Локтев, С. Шарапов. - Вісн. НАН України, 2010, № 12
10. Головин Ю. И. Введение в нанотехнику / Головин Ю. И. М.: Машиностроение, 2007. 496 с.
11. Дьячков П.Н. Углеродные нанотрубки: строение, свойства, применение/ П. Н. Дьячков. - М. : Бином. Лаб. знаний, 2006. - 293 с.
12. Елецкий Е. В. Углеродные нанотрубки и их свойства // УФН. -2002. – Т.172. - №4. – С. 401-438
13. Кобаяси Н. Введение в нанотехнологию / Кобаяси Н. ; [пер. с японск.] М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2005. 134 с.
14. Концепцією розвитку в Російській Федерації робіт в області нанотехнологій на період до 2010 року» (2004 р.)
15. Киреев В. Нанотехнологии : история возникновения и развития // Наноиндустрия. - 2008. - № 2. - С. 2-10.
16. Лускинович П. Н. Нанотехнологии XXI века: аналитический обзор/П. Н. Лускинович, П. В. Иванов, И. В. Волкова. — М.: ВНИИЦ, 2001.-20 с.
17. Минько Н.И. Методы получения и свойства нанообъектов : учеб. пособие / Н.И. Минько, В.В. Строкова, И.В. Жерновский, В.М. Нар-цев. - М.: Флинта: Наука, 2009. - 168 с.
18. Наноматериалы. Нанотехнологии. Наносистемная техника. Мировые достижения за 2005 год: сб. / Под ред. д-ра техн. наук, проф. П. П. Мальцева. — М.: Техносфера, 2006. — 152 с.
19. Нанотехнология в ближайшем десятилетии. Прогноз направления исследований: Пер. с англ. / Под ред. М.К. Роко, Р.С. Уильямса и П. Аливисатоса. М.: Мир, 2002.
20. Пул Ч.мл. Нанотехнологии / Пул Ч.мл., Оуенс Ф. [2е изд.]. М.: Техносфера. 2006. 336 с.
21. Проценко І.Ю., Шумакова Н.І. Основи матеріалознавства наноелектроніки: Навчальний

посібник. - Суми: Вид-во СумДУ, 2004. - 108с.

22. Ратнер М, РатнерД. Нанотехнология: простое объяснение очередной гениальной идеи: Пер. с англ. М.: Вильяме, 2004.

23. Суздалев ИЛ. Нанотехнология: физика нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. М.: КомКнига. 2006.

24. Фейнман. Р. Внизу полным-полно места: приглашение в новый мир физики // Рос. хим. журн. – 2002. – т. 46. - №5. – С. 4-6

25. Фостер, Л. Нанотехнологии. Наука, инновации и возможности / Л. Фостер ; пер. с англ. А. Хачояна. – М. : Техносфера. – 2008. – 352 с.

26. Шпилевский М. Э., Шпилевский Э. М., Стельмах В.Ф. Фуллерены и фуллереновые структуры – основа перспективных материалов // Инж.-физ. журн. – 2001. – Т. 74. - №6. – С.106-112.

ДОСЛІДЖЕННЯ САМОНАПРУЖЕНИХ КОНСТРУКЦІЙ ІЗ ЗАДАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

RESEARCH OF THE STRESS STRUCTURES WITH DESIRED PROPERTIES

Ольховська Анастасія Ігорівна

Olhovs'ka Anastasiya

*Полтавська область, м. Горішні Плавні,
учениця 10 класу спеціалізованої
загальноосвітньої школи №3 імені
В.О.Нижниченка з поглибленим вивченням
предметів суспільно-гуманітарного циклу
Горішньоплавнівської міської ради
Полтавської області,
metodcab3@mail.ru*

Створення нових ефективних конструкцій, які були б міцними, надлегкими та пружними, – основна вимога сучасного будівництва. Саме такими конструкціями є системи з розтягнутих елементів та стиснених стрижнів, що мають просторову жорсткість (системи tensegrity). Їх головна властивість – самонапруження – відкриває необмежені можливості використання в різних галузях – будівництві, архітектурі, космонавтиці, робототехніці. Ідеї tensegrity також знаходять застосування в хімії, біології. Тому робота є актуальною.

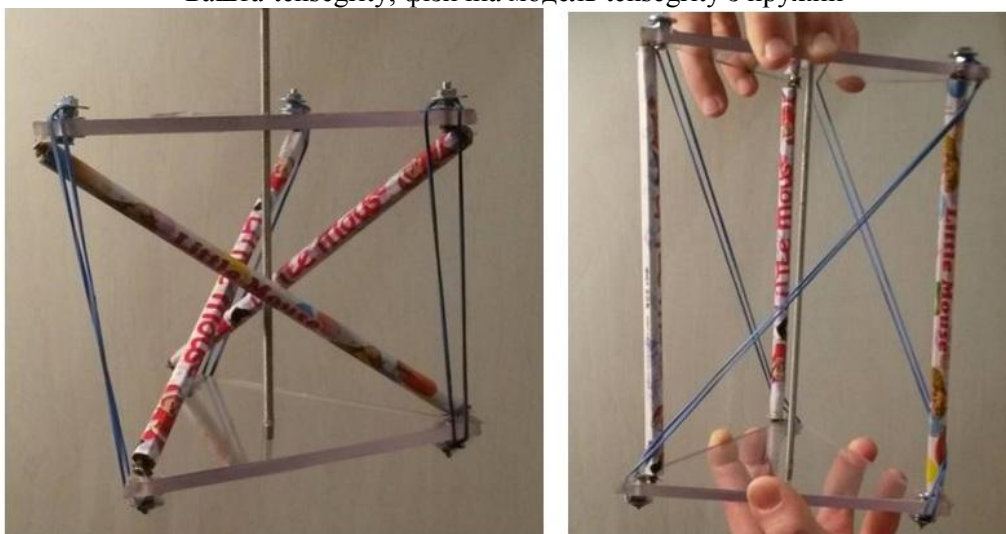
Мета роботи: на прикладі створених автором моделей розглянути властивості самонапружених систем tensegrity. Tensegrity – багатокомпонентні системи, які є механічно стійкими не тому, що кожен із компонентів міцний, а тому, що всі вони в системі знаходяться в стані рівноваги, яка є стійкою до зовнішніх впливів. Тому механізм рівноваги станом попередньої напруги є істотною характеристикою систем tensegrity. Жорсткість та незмінність форми нитяно-стрижневих конструкцій створюється внаслідок взаємного розподілу сил між розтягнутими нитками та стиснутими стрижнями, визначається розумним вибором матеріалів та геометрією, а не за рахунок збільшення напруги та маси.

Автором створено дві моделі – фізичну модель з двох пружин та математичну модель, що представляє собою правильну трикутну призму. За допомогою першої пояснено стійкість рівноважного стану самонапруженої системи tensegrity. Друга модель пояснює не тільки геометрію найпростішої фігури tensegrity з трьох стрижнів, а й показує дію фізичного принципу мінімуму потенціальної енергії.

Автором виготовлено кілька моделей зі стрижнів та ниток, які є прекрасною демонстрацією властивостей tensegrity: зберігають форму без зовнішньої допомоги, знаходяться в самонапруженому стані, можуть витримати великі навантаження. Одним із прикладів є виготовлена башта, стрижні якої «зависають» в повітрі.



Башта-tensegrity, фізична модель tensegrity з пружин



Математична модель tensegrity: скручена та пряма призми

Список використаних джерел

1. Ермаков А.С. Механика живого и неживого / А.С. Ермаков // Химия и жизнь. – 2015. № 10. – С. 32 – 37.
2. Motro R. Tensegrity: structural systems for the future / R. Motro. – 2003.
3. Skelton R. E. Dynamics and control of aerospace systems. Skelton R. E. Tensegrity Systems / Robert E. Skelton, Mauricio C. de Oliveira. – Springer, 2009. – 216 с.
4. The art of tensegrity by K. Snelson. Reprinted from international journal Space structures. Volume 27, number 2-3, 2012.

ТЕХНОЛОГІЯ УТЕПЛЕННЯ СТІН НА ІСНУЮЧИХ БУДИНКІВ TECHNOLOGY WALL INSULATION EXISTING BUILDINGS

Приймак Ростислав Ярославович

Pryymak Rostislav

м. Івано-Франківськ,

учень 10 класу Івано-Франківського фізико-технічного ліцею-інтернату

В Україні важке економічне та енергетичне становище. Видобуток нафти, газу, вугілля різко зменшився. Отже, ціни на теплоенергію не зменшаться. До 78% тепла, що подається в будинок, іде на обігрів навколишнього середовища. Фінансовий стан багатьох наших громадян бажає бути

кращим. Колись більше звертали увагу на збереження тепла в будинку. З цією метою стіни міських будинків сягали товщини понад метр, а на селі будинок обкладали так званою загатою. За проведенням літературним пошуком, можна сказати, що не має ефективного способу утеплення без екологічних проблем. Утеплювати прийдеться, адже, по всій Європі без теплового паспорта нерухомість не дійсна. Хоча глина і солома не є порівняно дорогими матеріалами, але чомусь їх використовували і використовують лише для спорудження нових, а не для утеплення наявних будинків. Технологія утеплення наявних будинків є досить перспективною, адже, глина і солома є легкодоступними матеріалами і в короткий час потрібно утеплити 389.52 млн м кв панельних будинків, не говорячи вже про індивідуальний сектор. Проведені експерименти підтвердили доцільність використання даних пластин. По результатах проведеної роботи готується Заявка на винахід України.

СТРУКТУРУВАННЯ ЕПОКСИДНИХ ПОЛІМЕРКОМПОЗИТІВ ПІД ВПЛИВОМ ФІЗИЧНИХ ПОЛІВ

STRUCTURING EPOXY POLIMERKOMPOZYTIV INFLUENCE ON PHYSICAL FIELDS

Рекретюк Назарій Валентинович

Rekretyuk Nazar

Волинська область, м. Луцьк,

учень 10 класу комунального закладу "Луцька загальноосвітня школа № 3 I-III ступенів Луцької міської ради Волинської області"

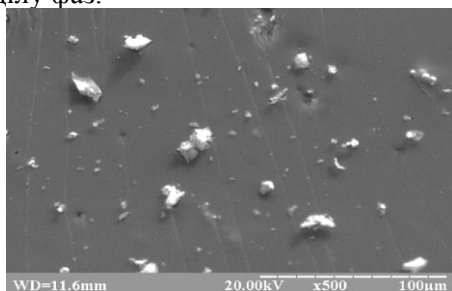
На основі епоксидних смол виробляють численні матеріали, що застосовують в різних галузях промисловості. Вуглеволокно і епоксидні смоли утворюють вуглепластик (використовується як конструкційний матеріал в різних областях: від авіабудування (Боїнг-777) до автомобілебудування. Композити на основі епоксидної смоли використовуються в кріпильних болтах ракет класу Земля-космос. Епоксидні смоли з кевларовим волокном – матеріал для створення бронежилетів.

Предмет дослідження – структура та властивості епоксикомпозитів, модифікованих електромагнітним полем та ультразвуком на стадії формування. У роботі використано дисперсні наповнювачі різної хімічної і магнітної природи, що дозволяє оцінити вплив фізичних полів на процеси структурування різнофункціональних епоксикомпозитних матеріалів. Дані наповнювачі вводять з метою підвищення адгезійної міцності, електропровідності, магнітної сприйнятливості та корозійної стійкості епоксикомпозитних покриттів.

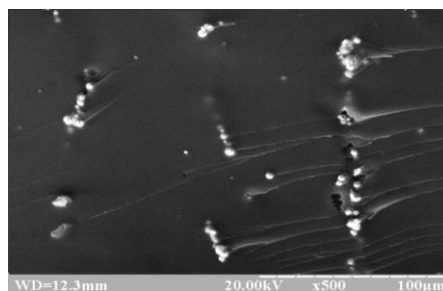
Отримання полімеркомпозитів відбувається трьома основними етапами: процес суміщення наповнювача із в'язким, вплив енергетичних полів на процеси міжфазної взаємодії та температурно-часові режими формування матеріалів. Наведені фактори є основними під час формування структури композитних матеріалів на мікро- і макрорівні, що визначає їх експлуатаційні характеристики.

Отримано епоксидні полімеркомпозити складу 100 мас. ч. ЕД-20 (полімерна матриця), 12 мас. ч. ПЕПА (твердник), 10 мас.ч. наповнювача (залізо карбонільне, ПЖР-з, фторопласт), структуровані впливом електромагнітного поля та ультразвуку.

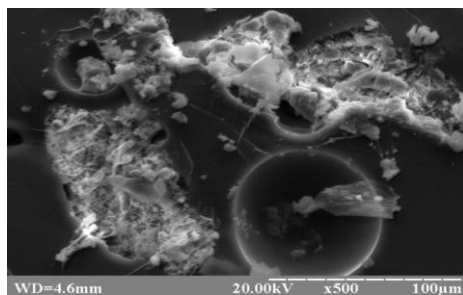
Обробка композицій у фізичному полі зумовлює зниження залишкових напружень в епоксикомпозитах за рахунок підвищення рухливості частинок та локального зниження в'язкості матриці, що дозволяє формувати структуру композиту з рівномірним розподілом хімічних зв'язків на межі розділу фаз.



а



б



В

Рис. 1. Фрактограми зламу епоксикомпозитів, композиції яких модифіковані ультразвуком та наповнені високодисперсними частинками: а – залізо марки ПЖР-З; б – карбонільне залізо; в – фторопласт, х 500

Методом електронної мікроскопії (рис. 1) зафіксовано рівномірний розподіл феромагнітних частинок в епоксикомпозитах, композиції яких оброблені в електромагнітному полі, при цьому поверхня зламу характеризується плавними і неглибокими переходами рельєфу порівняно з необробленими матеріалами, що свідчить про підвищення когезійної міцності та формування структури з низькими залишковими напруженнями. Однак дія ультразвуку на композит із фторопластом призводить до різкого зростання залишкових напружень у 2 рази та формування дефектної структури.

Таким чином, у результаті проведених досліджень встановлено позитивний вплив електромагнітного та ультразвукового поля на структурування епоксикомпозитів, наповнених феромагнітними наповнювачами. Полімерний наповнювач фторопласт у таких умовах використовувати недоцільно.

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ 3D ДРУКУ **MATHEMATICAL MODELING OF THERMAL PROCESSES 3D PRINTING**

Романовська Марія Сергіївна
Romanovska Maria

*м. Черкаси,
учениця 10 класу Черкаської гімназії №9
імені О.М. Луценка,
e-mail: rmashunka@mail.ru*

Актуальність дослідження. 3D друк часто називають «магічною» технологією, оскільки дозволяє перетворювати моделі, отримані в CAD-системах в готові вироби. Друк здійснюється спеціальним пристроєм - 3D-принтером який забезпечує створення фізичного об'єкта шляхом послідовного накладання пластичного матеріалу на основі віртуальної 3D-моделі. Однак на сьогодні результати 3D-друку мають не передбачуваний результат, і як наслідок часто друковані вироби мають дефекти. Для забезпечення надійного прогнозування необхідно проводити теоретичне дослідження фізичних процесів що відбуваються під час друку. Найбільших вплив чинять процеси теплопровідності.

Завдання досліджень. Провести дослідження теплових процесів під час 3D-друку шляхом їх математичного моделювання.

Технології 3D друку використовуються для прототипування і роздільного виробництва в архітектурі, будівництві, промисловому дизайні, автомобільній, аерокосмічній, воєнно-промисловій, інженерній і медичній областях, біоінженерії (для створення штучних тканин), виробництві модного одягу та взуття, ювелірних виробів, в освіті, географічних інформаційних системах, харчовій промисловості і багатьох інших сферах. 3D-принтер - пристрій, що використовує метод пошарового нанесення витратних матеріалів на основі створеної комп'ютерної 3D-моделі. Основна перевага 3D-друку в тому, що він не вимагає участі людини: не потрібно ні креслень, ні розрахунків. За допомогою програми можна подивитися на готовий об'єкт з усіх ракурсів, побачити реальний розмір, пропорції, а також ще на стадії моделювання виправити недоліки[1,2].

Для моделювання теплових процесів 3D друку використовуємо модель, яка складається з двох частин (рис. 1). А саме робочого столу зі скла (I) та виробу який друкується з ABS пластику

(II). На верхню границю виробу діє теплове джерело від сопла екструдера з циліндричним розподілом потужності по перерізу, що рухається вздовж стінок виробу з постійною швидкістю. Також будемо вважати, що всі поверхні моделі знаходяться у контакті з повітрям оточуючого середовища з кімнатною температурою 20°C , та врахуємо втрати тепла на випромінювання. Початкові умови задачі також враховують температуру попереднього нагріву робочого столу 100°C .

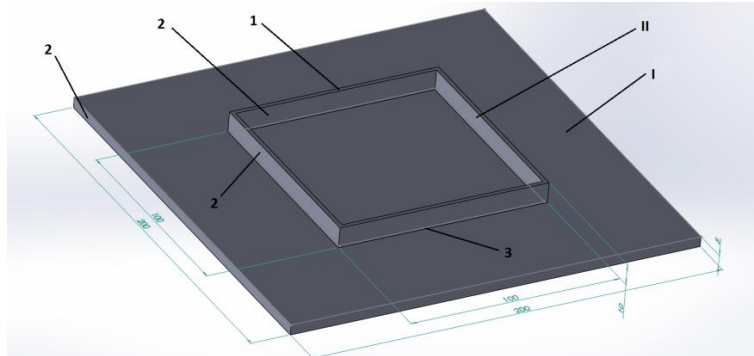


Рис. 1. - Схема моделі розрахунку теплопровідності під час 3D-друку

I – платформа, II – друкований виріб, 1 – поверхня з джерелом тепла, 2 – поверхня з конвекційним теплообміном, 3 – поверхня з рівномірним тепловим потоком

Прогнозування поширення тепла в друкованій деталі в процесі друку дозволить визначити термічні навантаження яким піддається виріб в процесі виготовлення. Це в свою чергу дозволить визначити оптимальні характеристики друку при яких термічні навантаження не перевищуватимуть межу міцності матеріалу. Це дозволить гарантувати якість виготовлених виробів і їх застосування у відповідальних виробках, наприклад медичного або аерокосмічного призначення.

Список використаних джерел

1. Классификация 3D принтеров по типу и возможности работы [Електронний ресурс] // <http://tehnoobzor.com> издание от 13 августа 2013. URL:
2. Picaso 3D Builder [Електронний ресурс]. – URL:http://picaso-3d.ru/products/picaso_3d/.

КІНЕМАТИЧНІ МАГНІТНІ ПЕРЕДАЧІ KINEMATIC MAGNETIC TRANSFER

Рудь Максим Максимович

Rud Maxim

м. Черкаси,

учень 10 класу

Черкаської гімназії №9

ім. О. М. Луценка,

redpiano2001@mail.ru

Актуальність дослідження. В останні роки, магнітні передачі (Magnetic Gears - MG) все частіше привертають до себе увагу як від науково-дослідних інститутів так і промисловості. Магнітні передачі потенційно володіють високою ефективністю і надійністю завдяки їх безконтактній роботі, притаманному внутрішньому захисту від перевантаження і практичній відсутності необхідності технічного обслуговування.

Завдання досліджень. Провести дослідження можливостей магнітних передач, дослідити конструкції сучасних магнітних передач.

Як показав проведений аналіз на сьогоднішній день на ринку нових технологій є потреби у створенні та масовому запровадженні нового типу передач, які ефективніші, надійніші і не вимагають обслуговування.

Дослідження магнітного зв'язку показали, що більш високі передачі крутного моменту можуть бути реалізовані тільки при великій кількості магнітних полюсів [1]. Концепція МП [2] була наведена в кінці 1960-х років, яка включає три концентричні частини, тобто внутрішній

магніт ротора, зовнішній магніт ротора і модулятор магнітного потоку між ними. Унікальна перевага цієї топології МГ є те, що всі РМ беруть участь в передачі крутного моменту, в результаті чого утворюються щільні конструкції з високим крутним моментом.

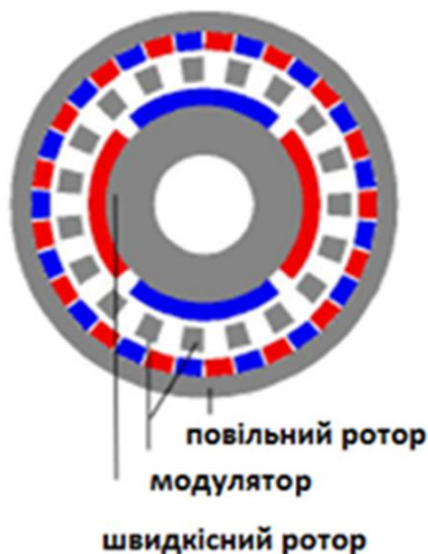


Рис. 1. – Конструкція концентричного магнітного редуктора

В якості матеріалів редуктора використовуються:

одля виготовлення статорів - сталь ст3, яка зазвичай використовується в машинобудуванні. Сталеві сегменти виконують роль модуляторі, так як сталь ст3 – феромагнетик. Феромагнетики мають магнітні домени й під дією зовнішнього магнітного поля, магнітні поля домени стають в той же напрямок, що і зовнішнє магнітне поле, що покращує зв'язок між магнітами зовнішнього і внутрішнього ротора;

одеталі корпусу виготовлені з капролону, що є зносостійким та дешевим матеріалом для виготовлення деталей;

одля виготовлення вхідного, вихідного валів, ротора та з пазами для кріплення неодимових магнітів нержавіюча не магнітна сталь Х18Н19Т;

омагніти вихідного кільця - неодимовий супермагніт, NdFeB 40x4x1 мм;

омагніти ротора - неодимовий супермагніт, NdFeB 40x10x5 мм.

Ми обрали саме неодимовий магніт адже він є найбільш оптимальним, як по ціні так і по магнітним властивостям: стійкість (неодимові магніти втрачають не більше 1-2% своєї намагнічуваності за 10 років) та потужність намагнічуваності(можуть підіймати вантаж до 400 кг).

Список використаних джерел

1. C. G. Armstrong, "Power transmitting device," US Pat. 687292, 1901.
2. Magnetic gear technologies: A review Conference Paper (PDF Available) September 2014 with 1,974 Reads DOI: 10.1109/ICELMACH.2014.6960233

ДВИГУН СТИРЛІНГА ТА ЙОГО ПЕРСПЕКТИВИ STIRLING ENGINE AND ITS PROSPECTS

Рябоконт Віктор Петрович
Riabokon Victor

м. Черкаси,
учень 10 класу Черкаської гімназії №9 ім.
О.М. Луценка,
e-mail: vikryb@ukr.net

Актуальність дослідження: Помітний останнім часом брак вуглеводневого палива, постійне погіршення екологічної ситуації в глобальному масштабі вимагають від розробників вести свої

пошуки за двома основними напрямками: вдосконалення існуючих двигунів і створення нетрадиційних силових установок, серед яких двигунів із зовнішнім підведенням теплоти (ДЗПТ) приділяється досить багато уваги. Двигуни Стірлінга (ДС) є одними з найбільш привабливих представників ДЗПТ і починаючи з сімдесятих років XX століття інтенсивність дослідних і проектних робіт по створенню двигунів Стірлінга (ДС) в якості основних або допоміжної силових установок постійно збільшується.

Високий коефіцієнт корисної дії привертає увагу інженерів до цього типу двигунів. Двигун при роботі створює значно менше шуму, ніж двигуни внутрішнього згоряння, оскільки відсутній викид робочого тіла назовні. Питома потужність двигуна Стірлінга (потужність на одиницю робочого об'єму) відповідає потужності дизеля. Двигун Стірлінга працює від будь-якого перепаду температури і джерела тепла. Він може житись від сонячного тепла, атомного реактора, розплаву металу, солей, або розігрітих земних надр. В такому разі він не потребує кисню і не є шкідливим для екології. Конструктивно Стірлінг значно простіше двигуна внутрішнього згоряння (ДВЗ). В ньому може бути відсутня система запалювання, подачі палива, або вона може бути значно простіша, якщо двигун використовує рідке чи газове паливо. Двигун може бути зроблений так, щоб сам запускався, без допомоги стартера і акумулятора. У двигуна Стірлінга відсутні клапани, розподільчі вали тощо. Ресурс Стірлінга може складати десятки та сотні тисяч годин без обслуговування[1,2].

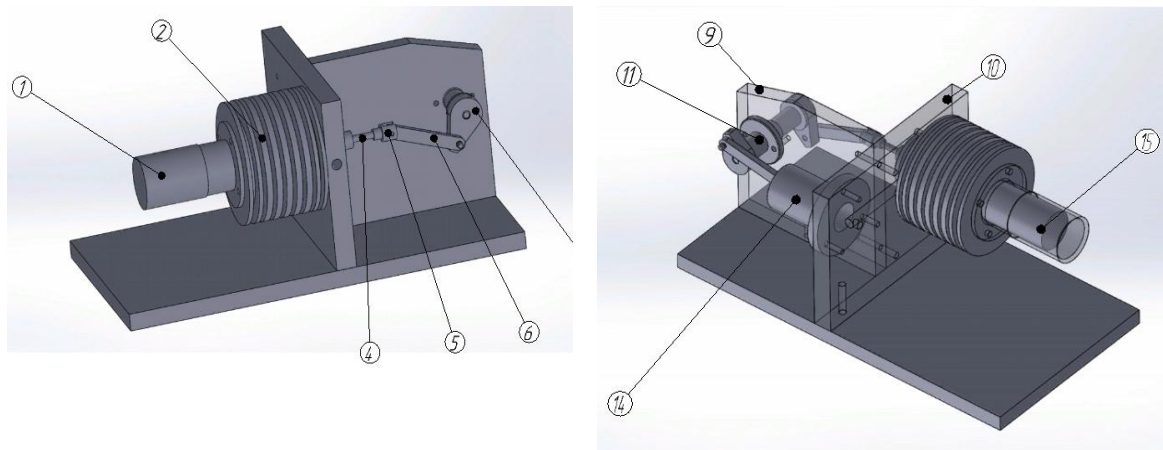


Рис. 1. - Зовнішній вигляд двигуна Стірлінга:

1 – камера нагріву, 2 – камера охолодження, 3 – кришка виштовхувача 4 – шток виштовхувача, 5 – шарнір виштовхувача, 6 – шатун виштовхувача, 7 – кривошип виштовхувача, 8 – маховик, 9 – плита приводу, 10 – плита циліндрів, 11 – втулка маховика, 12 – кривошип робочого поршня, 13 – шатун робочого поршня 14 – робочий циліндр, 15 – виштовхувач

Зараз вже всім очевидно, що одним з основних напрямів розвитку економіки і науково-технічного прогресу в XXI столітті стають завдання пошуку перспективних технологій енергоперетворення і серійного виробництва нової техніки на основі високоефективних термодинамічних циклів з використанням поновлюваних видів палива та нових робочих тел. Це означає створення, виробництво і впровадження в масове застосування таких високоефективних та екологічно чистих енергосистем, які б забезпечували задоволення потреб промисловості і населення в енергії при мінімальних витратах матеріальних ресурсів. Тому найбільш перспективним шляхом є розробка, виробництво і широке впровадження енергоперетворюючих систем на основі двигунів Стірлінга.

Список використаних джерел

1. Свободная общедоступная мультиязычная универсальная интернет-энциклопедия: <http://www.wikipedia.org/>
2. Уокер Г. Двигатели Стирлинга / Сокр. пер. с англ. Б. В. Сутугина и Н. В. Сутугина. – М.: Машиностроение, 1985. – 408 с., ил.

МАТЕРІАЛИ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ
STEFANITS EDWARD VITALEVICH

Стефаниць Едуард Віталійович
Stefanits Edward

*Донецька область, м. Маріуполь,
учень 9-В класу Маріупольського міського
технологічного ліцею,
stef.ed@yandex.ru*

Матеріали з пам'яттю форми були відкриті в кінці 60-х років минулого століття. Радянські металурги Г.В.Курдюмов і Л.Г.Хандорсон в 1948 р. запропонували сплав, наділений здатністю після значних пластичних деформацій відновлювати первинну форму при нагріванні до певної температури.

Ефект пам'яті металів і сплавів пов'язаний з перетворенням мартенситу при нагріванні і охолодженні.

Нітінол - це сплав нікелю й титану. Сплав надають потрібну форму, потім нагрівають до високої температури (близько 500 градусів за Цельсієм). Після охолодження, можна гнути і деформувати цей сплав, а при нагріванні, наприклад, до 60 градусів, сплав згадає свою, спочатку задану, форму.

В основі ефекту пам'яті форми лежать мартенситні перетворення, для яких типові незначна залежність температур початку та закінчення перетворення від швидкості зміни температури, найчастіше оборотний характер перетворення, помітна розбіжність температур прямої та зворотної реакції і інші ознаки. Високотемпературну модифікацію прийнято називати аустенітом, а низькотемпературну - мартенситом.

Матеріали з ефектом пам'яті форми знайшли широке застосування. У медицині використовується новий клас композиційних матеріалів "біокераміка-нікелід титану". У таких композитах одна складова має властивості наделастичності та пам'яті форми, а інша - зберігає властивості біокераміки.

В авіатехніці матеріали використовують як втулки для з'єднання труб гідравлічної системи військових літаків.

Матеріали з ЕПФ можуть застосовуватися в простих теплових двигунах, що використовують різницю температур гарячої та холодної води або гарячої води і холодного навколишнього повітря.

Незважаючи на настільки широкі можливості сплавів з ЕПФ, вони мають істотні недоліки, які не дозволяють їм отримати широке впровадження в промисловість.

**ВИЗНАЧЕННЯ ПОТУЖНОСТІ СОНЯЧНИХ ПАНЕЛЕЙ І ЄМНОСТІ АКУМУЛЯТОРІВ
ДЛЯ АВТОМАТИЧНИХ СИСТЕМ БЕЗПЕРЕВНОГО ЕЛЕКТРОПОСТАЧАННЯ НА
ОСНОВІ СУПУТНИКОВИХ ДАНИХ NASA**
*DETERMINATION OF SOLAR PANELS AND BATTERY CAPACITY FOR AUTOMATIC
CONTINUOUS ELECTRICAL SYSTEMS BASED NASA SATELLITE DATA*

Шуйський Костянтин Євгенійович
Shujskij Constantin

*м. Запоріжжя,
учень 9 класу
Запорізького ліцею №105*

Актуальність вибраної теми: обумовлена доцільністю розробки методики і програми на основі розробленої методики, що дозволяють вибрати такі розміри сонячних батарей і акумуляторів для автономних систем електропостачання, які забезпечують безперебійне живлення споживача.

Метою даної роботи є розробка методики вибору розмірів сонячних батарей і акумуляторів для автономних систем електропостачання, що забезпечують безперебійне постачання споживача на основі даних NASA про дефіцит сонячної радіації.

На наш подив, незважаючи на природність поставленого завдання, серед доступних методик і програмних інструментів не знайшлося тих, які вирішували поставлене завдання з використанням таких даних NASA, як дефіцит сонячної радіації. Це і зумовило наукову новизну роботи.

Висновки:

1. Зроблено огляд доступних методик та програмних інструментів щодо вибору розмірів сонячних батарей і акумуляторів.
2. Наведена методика NASA з визначення числа днів автономності фотоелектричної системи електропостачання.
3. Сформульовано алгоритм вибору розмірів сонячних батарей і акумуляторів для автономних систем безперебійного електропостачання на основі даних NASA. Замість методики NASA з визначення числа днів автономності фотоелектричної системи електропостачання було запропоновано інший підхід.
4. Написана програма, що реалізує дану методику. Наведено приклад розрахунку розмірів сонячних батарей і акумуляторів для автономних систем безперебійного електропостачання для Запоріжжя. Дані представлені у вигляді залежності відношення номінальної потужності сонячної батареї до потужності навантаження від числа днів автономності. Такий вид представлення даних дозволяє легко отримати розміри сонячних батарей і акумуляторів для необхідної потужності навантаження.

Було проведено порівняння результатів розрахунків в розробленій програмі з результатами розрахунків в програмі PVSyst6. Пропонована методика дала менші розміри сонячних панелей. Максимальна відмінність приблизно в 2 рази.

Ціна договірна

Колектив авторів

Наукові нотатки

**Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Технічні науки»)
Випуск 58**

Комп'ютерний набір та верстка: І.В. Савюк
Збірник друкується в авторській редакції

Наклад **300 прим.**

Адреса редакції: 43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56.

Інформаційно-видавничий відділ
Луцького національного технічного університету
43018, м. Луцьк, вул. Львівська, 75.
Свідоцтво Держкомтелерадіо України ДК № 4123 від 28.07.2011

**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.

Р.С. 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 КОНОЇДА, ПРЕДСТАВЛЕНОГО ДИСКРЕТНИМ КАРКАСОМ ТВІРНИХ

Розроблено алгоритм наближеного визначення осі коноїда, представленого дискретним каркасом спільних твірних.

Ключові слова: вісь коноїда, дискретний каркас, твірна.

И.И. Иванов, П.П. Петров

ПРИБЛИЖЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСИ КОНОИДА, ПРЕДСТАВЛЕННОГО ДИСКРЕТНЫМ КАРКАСОМ ОБРАЗУЮЩИХ

Разработан алгоритм приближенного определения оси коноида, представленного дискретным каркасом 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 -

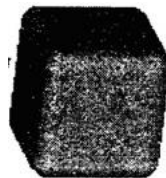


Рис. 1. Назва рисунка

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....

ПІБ, посада, науковий ступінь, вчене звання рецензентів статті.