

НАУКОВІ НОТАТКИ

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

Випуск 49

2015

Луцьк 2015

РЕДАКЦІЙНА РАДА

Божидарнік В.В., д.т.н., професор; Заболотний О.В., декан ТФ, Луцький НТУ, к.т.н., доцент; Пустюльга С.І., декан МБФ, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Рудь В.Д., зав. кафедри, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Шваб'юк В.І., керівник відділу, Луцький НТУ, д.т.н., професор.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Рудь В.Д., зав. кафедри, професор, д.т.н., Луцький НТУ (відповідальний редактор); Пустюльга С.І., професор, д.т.н., Луцький НТУ (заступник відповідального редактора); Заболотний О.В., доц., к.т.н., Луцький НТУ (заступник відповідального редактора); Гулієва Н.М., асистент, Луцький НТУ (відповідальний секретар); Бобир М.І., директор інституту, професор, д.т.н., НТУ України "КП"; Гавриш А.П., професор, д.т.н.; Гевко Б.М., зав. кафедри, професор, д.т.н., Тернопільський НТУ; Лотиш В.В., доц., к.т.н., Луцький НТУ; Майстренко А.Л., зав. відділом, член-кореспондент НАН України, д.т.н., Інститут надтвердих матеріалів; Максимович В.М., зав. кафедри, професор, д.ф.-м.н., Луцький НТУ; Пальчевський Б.О., зав. кафедри, професор д.т.н., Луцький НТУ; Петраков Ю.В., зав. кафедри, професор, д.т.н., НТУ України "КП"; Петровський В.Я., зав. відділом, проф., д.т.н., Інститут проблем матеріалознавства НАН України; Повстяной О.Ю., доц. к.т.н., Луцький НТУ; Струтинський В.Б., зав. кафедри, професор, д.т.н., НТУ України "КП"; Шваб'юк В.І., професор, д.т.н., Луцький НТУ; Штерн М.Б., зав. відділом, член-кореспондент НАН України, с.н.с., д.т.н., Інститут проблем матеріалознавства НАН України; Ярошевич М.П., зав. кафедри, професор, д.т.н., Луцький НТУ.

Рекомендовано до друку Вченою радою Луцького національного технічного університету, протокол № від 2015 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: 978-617-672-039-3

ШАНОВНІ ДОПISУВАЧІ, КОЛЕГИ!

Згідно наказу МОН України № 528 від 12.05.2015р. затверджено Міжвузівський збірник наукових праць «НАУКОВІ НОТАТКИ», що видається Луцьким національним технічним університетом як наукове фахове видання України, в якому можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора та кандидата наук.

В даному випуску збірника розміщені матеріали, що рекомендовані до друку Оргкомітетом V Міжнародної науково-практичної конференції «*Теоретичні та експериментальні дослідження в технологіях сучасного матеріалознавства і машинобудування*». Робота конференції проходила у секціях:

- 1. Дослідження пластичного деформування та руйнування матеріалів.*
- 2. Комп'ютерне та прикладне матеріалознавство.*
- 3. Машинознавство та автоматизація технологій у машинобудуванні.*
- 4. Механізми впровадження наукових розробок у виробництво на сучасному етапі.*

Довідки за тел. (0332) 26-04-11 e-mail notatki@meta.ua

Наша адреса:

43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56

Луцький національний технічний університет,
редакція міжвузівського збірника “Наукові нотатки”

З повагою,

*Відповідальний редактор,
професор ЛНТУ*

В.Д.Рудь

Ціна договірна

Колектив авторів

Наукові нотатки

Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Технічні науки»)

Комп'ютерний набір та верстка: Н. М. Гулієва

Редактор: В авторській редакції

Наклад **300 прим. Зам. №** _____ від _____ 2015 р.

Адреса редакції: 43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56.

Редакційно-видавничий відділ
Луцького національного технічного університету
43018, м. Луцьк, вул. Львівська, 75.
Свідоцтво Держкомінформу України ДК № 351
від 05.03.2001 р.

ЗМІСТ

Зміст	4
Виноградова О. П. Дослідження механізму заглиблення одиничного індентору в блок твердого крихкого матеріалу в процесі його руйнування алмазним інструментом.....	8
Войтік Т. Г., Полетаєв Г. С. Матричні рівняння з двома трикутними невідомими.....	13
Воропаєв В. С., Калуцький Г. Я., Потіпака Е. О. Дослідження несиметричного процесу прокатки металевих порошків при швидкісній асиметрії робочих валків.....	17
Гавриш А. П., Роїк Т. А., Зоренко О. В., Олійник В. Г. Швидкісне ельборове шліфування поверхонь деталей тертя зі зносостійких композитів на основі алюмінію для поліграфічних машин.....	22
Грабар І. Г. Перколяційно-фрактальні моделі в сучасному матеріалознавстві.....	28
Грабар І. Г. Прискорене прогнозування тривалої міцності та універсальна діаграма професора Грабара.....	33
Григор'єва Н. С. Техніко-економічна ефективність модульного гнучкого автоматичного складання.....	37
Даниленко М. І., Подрезов Ю. М., Фіртсов С. О. Вплив ступеню деформації на структурні перебудови та механічні властивості маловуглецевої сталі 20Х.....	42
Дем'янчук Я. М., Войцехівська Т. Й., Сумер А. Р. Вплив хімічного складу електродів для електроіскрового легування на трибологічну поведінку штоків нафтових насосів.....	47
Дудніков А. А., Беловод А. І., Пасюта А. Г., Келемеш А. А. Моделювання динаміки зношування ріжучих елементів ґрунтообробних машин.....	51
Жицуц Ю. Ю., Лазар В. Ф. Вплив технології термітних ливарних додатків на структуру прокатних валків.....	54
Жицуц Ю. Ю., Опачко І. І. Вплив лазерного поверхневого зміцнення і свс на структуру обробленого матеріалу.....	58
Жицуц Ю. Ю., Талабірчук В. Ю. Технологія одержання та властивості термітних чавунів легованих міддю.....	62
Зінько Р. В., Серкіз О. Р. Дослідження роботи пральної машини барабанного типу.....	66
Зубовецька Н.Т. Система підтримки прийняття рішень у верстатобудуванні.....	72
Калюжний В. Л., Олександренко Я. С. Вплив кута матриці на формоутворення виробів при холодній роздачі трубчатих заготовок з дією тиску рідини на внутрішню поверхню заготовки.....	78
Калюжний О. В., Мехнін Д. С. Використання тиску рідини при холодному формоутворенні під кутом плоских фланців на трубчастих заготовках.....	83
Ласковнев А. П., Гарост А. І., Кривоносова Е. В. Стійкість складу і структури матеріалу до впливу факторів навколишнього середовища при створенні поліакрилонітрильних охолоджуючих середовищ.....	89
Лук'яненко О. Г., Труш В. С. Інженерія поверхні цирконієвого сплаву Zr-1%Nb.....	97
Маткова А. В., Матвійчук С. М. Дослідження механічних методів видалення рекристалізаційного шару з поверхні лопаток турбін авіадвигунів.....	102
Омель Д. В., Драган А. В. Проблеми віброакустической діагностики повреждених зубчатих колес многовалных приводов.....	106
Оргіян А. А., Голобородько А. М., Перпері Л. М., Гугнін В. П. Статична модель стійкості процесу різання прецизійних конічних отворів.....	111
Павлиго Т. М., Сердюк Г. Г., Павлиго І. Ю. Небезпека наноматеріалів і стандартизація методів її оцінки.....	114
Петросян Г. Л., Петросян В. Г., Карапетян А. К., Арустамян А. М. Інженерні методи визначення пористості конічної частин спечених тонкостінних труб гарячого волочіння та пресування.....	119
Петраков Ю. В., Серєда А. М. Правка шліфовальних кругів для шліфування доріжок гайок кочення на верстаті з ЧПК.....	123
Проц Л. А. Застосування циклоїдальних рухів обертання інструменту для механічної обробки плоских поверхонь композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $cdse_{1-x}te_x$	131

<i>Радченко О. К., Радченко Л. О., Лучка М. В.</i> Отримання порошків нікель-фосфорного сплаву.....	136
<i>Савуляк В. І., Шенфельд В. Й., Панасюк С. О.</i> Вплив мікроструктури високовуглецевих шарів, отриманих методом електродугового наплавлення з використанням вуглецевих волокнистих матеріалів, на параметри зносостійкості в умовах сухого тертя ковзання.....	139
<i>Сулим Г. Т., Ясній О. П., Пастернак Я. М.</i> Ріст втомних тріщин в анізотропних пластинках за теплового навантаження.....	144
<i>Троцан А. І., Іценко А. І., Каверинський В. В.</i> Модифікування доєвтектичних силумінів порошком алюмініду титану.....	150
<i>Хоменко О. І., Баглюк Г. А.</i> Кількісний показник регулярності мікроструктури матеріалу...	155
<i>Чабак Ю. Г., Єфременко В. Г., Зайчук Н. П.</i> Комбінована об'ємно-поверхнева термічна обробка деталей машин з високохромистого чавуну.....	160
<i>Чернега С. М., Поляков І. А., Красовский М. А.</i> Комплексне насичення вуглецевої сталі бором і міддю.....	165
<i>Шабайкович В. А., Григор'єва Н. С.</i> Забезпечення якості промислової продукції.....	172
<i>Шаповал А. А., Панов Є. М., Сауліна Ю. В.</i> До інженерних розрахунків впливу характеристик пористих структур-покриттів на процеси закипання води.....	177
<i>Шацький І. П.</i> Двобічні оцінки граничного навантаження згину для пластини з періодичною системою контактних тріщин	181
<i>Шепелев А. О., Сороченко В. Г., Шепелев О. А., Гржибовський Б. Б., Стафецький Л. П.</i> Дослідження нанодисперсних алмазно-абразивних композитів інструментального призначення для підвищення продуктивності і якості обробки композиційних матеріалів.....	187
<i>Шимчук С. П., Селезньов Е. Л., Шимчук Ю. П., Микитюк О. О.</i> Прилад для дослідження тертя ковзання в умовах вібрацій	190
<i>Шуляр І. О.</i> Дослідження технологічного процесу виготовлення відцентрово армованого оснащення методом математичного планування експерименту	193
<i>Яворська Н. М., Підгайчук С. Я., Дробот О. С.</i> Вплив дифузійного відпалу на склад і структуру КЕП на основі нікелю.....	201

ONTENTS

Contents	4
Vinogradova O. P. Study mechanism recess in the block unit indenter solid fragile material during its destruction diamond tools.....	8
Voytik T. G., Poletaev G. S. Of Matrix equations with two triangular unknowns.....	13
Voropaev V., Kalutsky G., Potipaka E. Study of process rolling of metal powders use of velocity asymmetry of workers rolls.....	17
Havrysh A. P., Roik T. A., Zorenko O. V., Oliinyk V. H. High-speed elbor grinding of friction surface parts from high-wear-resistance composites based on aluminum for printing machines.....	22
Grabar I. G. Perkolyation- fractal models in modern materials science.....	28
Grabar I. G. The accelerated forecasting of long durability and the universal chart of professor Grabar.....	33
Grigorieva N. Technical and economic efficiency module flexible of automatic assembling.....	37
Danylenko M., Podrezov Yu., Firstov S. Effect of deformation degree on structure transformation and mechanical properties of lowcarbon steel 20X.....	42
Demyanchuk Ya. M., Voytsehivska T. J., Symer A. R. Sumer influence of chemical composition of electrodes for electric spark on the tribological behavior of stocks of oil pumps.....	47
Dudnikov A. A., Belovod A. I., Pasyuta A. G., Kelemesh A. A. Modeling the dynamics of the cutting element weartillage machines.....	51
Zhiguts Yu., Lazar V. The influence of technology of thermite casting on the structure of the rolls.....	54
Zhiguts Yu., Opachko I. The influence of laser surface hardening and shs on the structure of the treated materials.....	58
Zhiguts Yu. Yu., Talabirtcuk V. Yu. Technology and properties of cast iron alloyed by copper.....	62
Zinko R., Serkiz O. Research of work of washing-machine of drum type.....	66
Zubovets'ka N. Decision support system in machine-tool building.....	72
Kaluzhny V. L., Oleksandrenko Ya. S. Influence of matrix angle for forming of the product by bulging tubular workpieces in cold with the action of fluid pressure on the inner surface of the workpiece.....	78
Kalyuzhny V. L., Mekhnin D. S. Fluid pressure using in cold shaping of angle flat flanges on the tubular billets.....	83
Laskovnev A. P., Harast A. I., Kryvonosova E. V. Stability of composition and structure of the material to the environmental effects when creating polyacrylonitrile cooling media.....	89
Luk'yanenko O. H., Trush V. S. Surface engineering of the zirconium alloy Zr-1%Nb.....	97
Matkova A. V., Matviichuk S. M. Research of the mechanical methods of recrystallization layer from the surface of turbine blades of aircraft engines.....	102
Omes D., Dragan A. Problems vibroacoustic diagnostics damage gears drives multishaft.....	106
Orhiyan A., Goloborodko A., Perperi L., Gugin V. Static model of stability of cutting precision tapered bore.....	111
Pavlyho T., Serdyuk G., Pavlyho I. Danger nanomaterials and standardized methods of its evaluation.....	114
Petrosyan G. L., Petrosyan V. G., Karapetyan A. K., Arustamyan A. M. Engineering methods for determining the porosity in the conical parts of sintered thin-walled tubes of hot drawing and extrusion.....	119
Petrakov Y., Sereda A. Dressing of wheels for grinding of paths of rolling-nuts on a cnc machine....	123
Prots L. A. Application of cycloidal tool motion for mechanical treatment of flat surfaces of borosilicate glass with embedded $cdse_{1-x}te_x$ semiconductor nanocrystals.....	131
Radchenko O. K., Radchenko L. O., Luchka M. V. Obtaining of powders of nickel-phosphorus alloy.....	136
Savulyak V. I., Shenfeld V. Y., Panasiuk S. O. Effect of microstructure obtained by layers highly arc surfacing using carbon fiber material parameters wear resistance under dry sliding friction.....	139
Sylum H. T., Yasniy O. P., Pasternak Ya. M. Fatigue crack growth in anisotropic plates under thermal loading.....	144

Trotsan A. I., Itsenko A. I., Kaverinsky V. V. Modification of hypoeutectic silumins by titanium aluminide powder.....	150
Khomenko A. I., Baglyuk G. A. Quantitative index of the material microstructure regularity.....	155
Chabak Yu. G., Efremenko V. G., Zaichuk N. P. Combined bulk-surface heat treatment of machinery parts made of high-chrome cast iron.....	160
Chernega S., Poliakov I., Krasovskiy M. Integrated saturation boron carbon steel and copper.....	165
Shabaykovych V. A., Grigorieva N. S. Quality assurance industrial products	172
Shapoval A. A., Panov J. M., Saulina J. V. To engineering calculation of the influence of porous structure-coating characteristics on the beginning of water boiling	177
Shatsky I. P. Two-side estimates of limiting bending load for plate with periodical system of contact cracks	181
Shepelev A. A., Sorochenko V. G., Shepelev A. A., Grzhybovskiy B. B., Stafekis L. P. Research of nanodisperse diamond – abrasive composites of tool appointment for increase of productivity and quality of processing of composite materials	187
Shymchuk S., Seleznev E., Shymchuk Yu., Mykytiuk O. Device for the study friction in terms of vibrations	190
Shuliar I. O. Research of centrifugal reinforced equipment production process by mathematical planning method	193
Yavorska N. M., Pidgaychuk S. Y., Drobot O. S. The influence diffusion of annealing on the composition and structure of the cec on the basis of nickel	201

УДК 622.24.051, 622 '156

О. П. Виноградова**ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМУ ЗАГЛИБЛЕННЯ ОДИНИЧНОГО ІНДЕНТОРУ В БЛОК ТВЕРДОГО КРИХКОГО МАТЕРІАЛУ В ПРОЦЕСІ ЙОГО РУЙНУВАННЯ АЛМАЗНИМ ІНСТРУМЕНТОМ**

В роботі представлено результати дослідження механізму заглиблення одиничного індентору в блок твердого крихкого матеріалу в процесі його руйнування алмазним інструментом. Завдяки вивченню зони заглиблення індентору у блок гірської породи (у фрагментах продуктів руйнування гірських порід з різними фізико-механічними властивостями) зроблено висновок про циклічний характер взаємодії породоруйнівного індентору з блоком гірської породи.

Ключові слова: індентор, механізм руйнування твердих крихких матеріалів, заглиблення алмазу, шлам.

О. П. Виноградова**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА УГЛУБЛЕНИЯ ЕДИНИЧНОЙ ИНДЕНТОРА В БЛОК ТВЕРДОГО ХРУПКОГО МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ЕГО РАЗРУШЕНИЯ АЛМАЗНИМ ИНСТРУМЕНТОМ**

В работе представлены результаты исследования механизма внедрения единичного индентора в блок твердого хрупкого материала в процессе его разрушения алмазным инструментом. Благодаря изучению зоны внедрения индентора в блок горной породы (в фрагментах продуктов разрушения горных пород с различными физико-механическими свойствами) сделан вывод о циклическом характере взаимодействия пороодо разрушающего индентора с блоком горной породы.

Ключевые слова: индентор, механизм разрушения хрупких и твердых материалов, внедрение, алмаз, шлам.

O. P. Vinogradova**STUDY MECHANISM RECESS IN THE BLOCK UNIT INDENTER SOLID FRAGILE MATERIAL DURING ITS DESTRUCTION DIAMOND TOOLS**

This paper presents the results of research into the mechanisms of the indenter penetration unit in a block of hard brittle material in the process of destruction of diamond tools. Through the study area indenter penetration in the block of rock (in fragments of rock products with different physical and mechanical properties) concluded cyclical nature of the interaction porodoruynivnohoindentoru with a block of rock.

Keywords: indenter mechanism of destruction of hard brittle materials, hollow diamond slurry.

Актуальність роботи. Детальне вивчення механізму взаємодії одиничного породоруйнівного алмазного індентору з гірською породою дозволяє прогнозувати ступінь ефективності роботи бурового інструменту з високою зносостійкістю при зростанні його механічної швидкості.

Г. П. Черепанов [1], представляючи реальну схему взаємодії алмазного зерна з блоком гірської породи, під дією нормального N та тангенціального T зусиль рис.1 для створення математичної моделі різання гірської породи алмазним індентором, відмічає, що товщина знімаемого призматичним різцем шару відповідає величині заглиблення породоруйнівного індентору h .

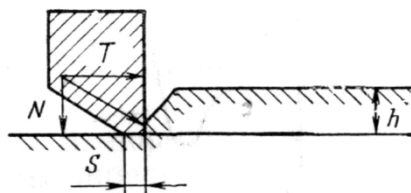


Рис. 1. Реальна схема різання гірської породи у крихкому режимі згідно з Г.П.Черепановим–а; N, T –нормальна та тангенціальна складові зусилля руйнування гірської породи, h –глибина руйнування, що відповідає подачі інструменту

Товщину зрізаємої так званої «стружки» (Δh) шириною Δz , рис. 2 при математичному моделюванні руйнування гірської породи алмазним інструментом обчислювали Пуняк В.Р. [2], рис. 2а, та Владиславлев В.С. [3], рис.2б, (h).

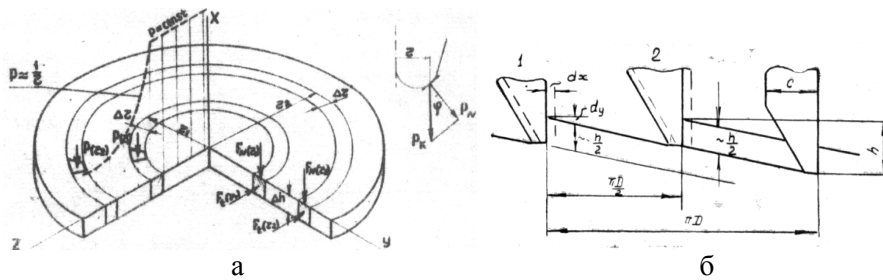


Рис. 2. Схема утворення «стружки» при алмазному бурінні гірської породи, згідно з: Пуняк В.Р–а; Владиславлевим В.С.–б; Δh , h –висотазнімасмого шару породи («стружки») одиничним різцем

Значний масив інформації про механізм руйнування гірської породи буровим інструментом можуть містити її продукти руйнування. Основними методами визначення гранулометричного складу продуктів руйнування при дослідженні гірських порід в лабораторних умовах є ситовий аналіз, а для більш тонких аналізів можуть застосовуватися методи дисперсійного аналізу: седиментометрія, центрифугування, адсорбція та інші [4]. Так, автори [5] для визначення питомої поверхні високодисперсних матеріалів використовували адсорбційний метод БЕТ (Брунауер – Еммет – Таллер), суть якого полягає у визначенні кількості речовини, що адсорбується на поверхні твердого тіла. Вимірювання площі питомої поверхні бурового шламу проводилось статистичним манометричним методом на приладі «Акусорб–2100» фірми «Культренікс»(Франція) [6], в якому використовується адсорбція азоту при низьких температурах.

Ю. Є. Будюков, В.І. Власюк і В.І.Спирін [7] елемент крупного відколу представляють трикутної форми (вид збоку, рис.3, поз. 7). Згідно зі схемою, обчисленню підлягає довжина елемента та його товщина, яка, як зазначалось у вищезгаданих роботах, не перевищує величину заглиблення алмазного зерна за оберт.

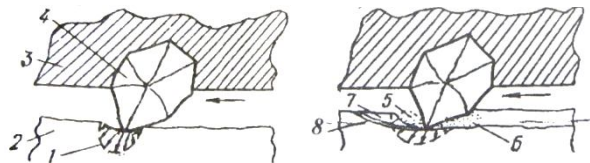


Рис. 3. Схема контакту алмазного зерна з гірською породою: 1– зона пружних деформацій, 2 – гірська порода, 3 – матриця інструменту, 4 – алмазне зерно, 5– ядро із тонкодисперсних продуктів руйнування, 6 – тонкодисперсні продукти руйнування, 7 – елемент крупного відколу, 8 – тріщина

Висновки про статичне навантаження алмазу і циклічний характер його роботи при бурінні рис.4 роблять Ісаєв М.І. і Пономарьов П.В., що вивчали процес руйнування гірських порід різними видами кристалів алмазів за допомогою кінограм [8]. Вони відзначають, що в результаті комбінованого впливу осьового навантаження і обертання інструменту створюється специфічне перетворення статичного навантаження в динамічне, при якому в кожній точці статичне навантаження прикладається до породи протягом часток мілісекунди, рис. 4.Проте механізм заглиблення індентору у блок гірської породи, що є крихким твердим матеріалом не досліджувався.

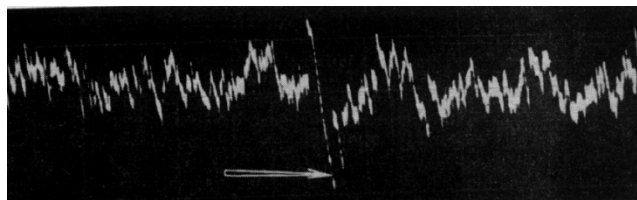


Рис. 4. Осцилограма роботи одиничного алмазного зерна у тріщинуватій породі

Метою роботи є дослідження механізму заглиблення одиничного індентора в масив гірської породи при динамічному навантаженні.

Результати досліджень. Завдяки експериментальним дослідженням в Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України [9], направленим на вивчення кількісного і якісного складу продуктів алмазно-твердосплавною пластиною (АТП) діаметром 13,5мм циліндричним елементом із композиційного алмазовмісного матеріалу «славутич» з плоским торцем діаметром 10 мм з зернистістю алмазів 800/630 мкм при їх відносній концентрації 100 %; граніту Ємельянівського родовища алмазним відрізним сегментним кругом 1A1RSS/C₁500 AC160 400/315мкм, граніту Коростишівського родовища алмазною імпрегнуваною коронкою діаметром 76мм, обладнаною синтетичними алмазами зернистістю 400/315 мкм, було визначено за допомогою мікроскопа ЛомоМетам Р-1 з CCD відеокамерою DigitalKOCOM при збільшенні об'єктивів в 175, 360, 900 крат інваріантність конфігурації верхньої та зворотної частин одиничних фрагментів шламу, рисунок 2, які, залишають відбитки на вибої гірської породи з періодом T і на відстані H один від одного, [10]

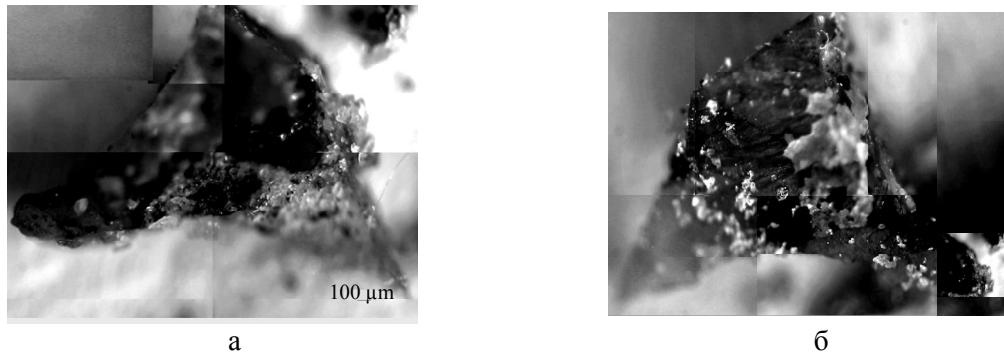


Рис. 5. Фрагмент продуктів руйнування граніту Коростишівського родовища алмазною імпрегнуваною коронкою, оснащеною алмазами з зернистістю 400/315 мкм, товщиною 1200 мкм: верхня частина – а; зворотна частина – б

Шлях руху індентору у зоні його заглиблення у масив гірської породи, що детально розглядалась у роботі [11] виразно відображає багаторазовість (5) ударних навантажень на блок гірської породи у фрагменті шламу, отриманому при руйнуванні пісковіку Торезького родовища АТП, рис. 6.

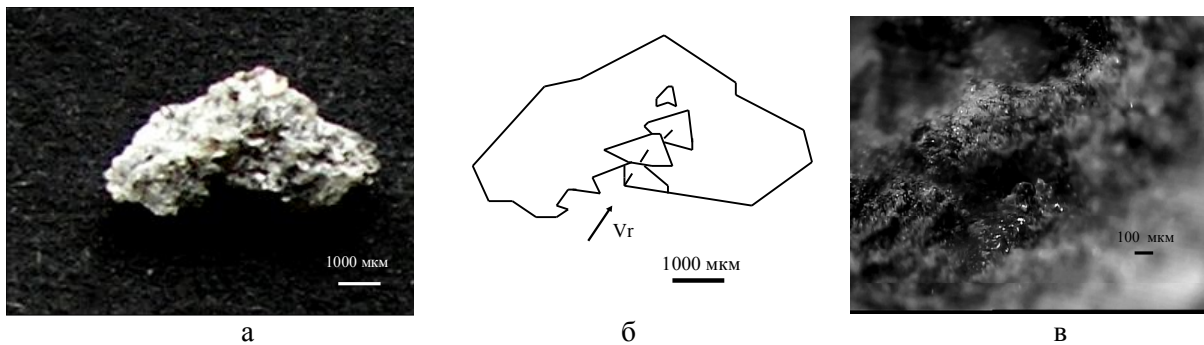


Рис. 6. Фрагмент шламу: загальний вигляд фрагменту шламу, отриманого при руйнуванні пісковіку Торезького родовища алмазно-твердосплавною пластиною (АТП) – а; схематичне зображення руху індентора (АТП) по блоку породи до остаточної зупинки – б; лунки, утворені ріжучою частиною АТП

На поверхні деяких фрагментів шламу, незалежно від їх розміру та фізико-механічних властивостей гірської породи, рис.7 спостерігаються періодичні відколи гірської породи з періодом T , що дозволяє зробити припущення, що індентор у породоруйнівному інструменті вже після мікросузу окресленого даними напруженим станом відколюваного фрагмента шламу здійснює мікрорідколі шламу переміщуючись по поверхні масиву гірської породи.

Різниця рівнів на поверхні фрагмента шламу в зоні заглиблення індентора і в області його останнього мікро відколу може досягати 150 мкм. Ідентичність конфігурації відколюваних мікрофрагментів шламу і основних фрагментам шламу підтверджує рух індентора по вже сформованому відколюваному фрагменту шламу.

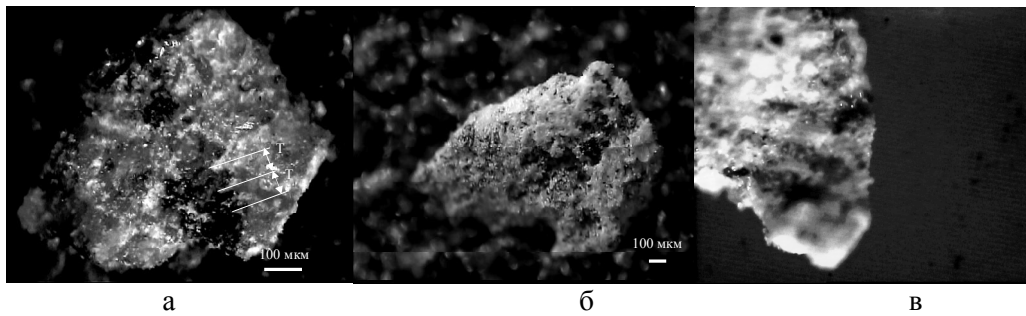


Рис. 7. Фрагмент шламу отриманий в результаті руйнування: пісковиків Торезького родовища (товщиною 700 мкм) АТП, T -період відколювання мікрофрагментів шламу – а; пісковиків Торезького родовища (товщиною 900 мкм) циліндричним елементом зі «славутича» з зернистістю природних алмазів 800/630 мкм та їх відносною концентрацією 100% – б; граніту Ємельянівського родовища (товщиною 250 мкм) алмазним відрізним сегментним кругом 1A1RSS/C₁500 AC160 400/315 мкм – в

Паралельний та послідовний рух двох сусідніх алмазних зерен в сегменті алмазного відрізного круга 1A1RSS/C₁500 C₁500 AC160 400/315 мкм по блоку граніту Ємельянівського родовища перед моментом відколу фрагмента шламу товщиною 900 мкм показано на рис.8. Перше зіткнення вказано стрілкою на рис.8г і відбувається на відстані 350 мкм від поверхні фрагменту шламу. Друге зіткнення, рис.8д, що співпадає у часі з першим мікроударом сусіднього алмазу відбувається на відстані 300 мкм від її поверхні частинки шламу. Закінчується процес відколювання фрагменту шламу остаточним мікроударом двох сусідніх алмазів, що рухаються паралельно на відстані 200 мкм від поверхні фрагменту, рис.8, е, тобто, алмази, заглиблюючись у гірську породу, натикаючись на непереборну перешкоду у вигляді ділянки незруйнованої гірської породи здійснюють стрибкоподібні рухи паралельно вектору швидкості інструменту та уверх по масиву до тих пір, поки не відбудеться накопичення потенційної енергії, необхідної для відколювання одиничного фрагменту шламу, конфігурацію якого окреслено напруженим станом системи індентор – гірська порода в даний момент часу.

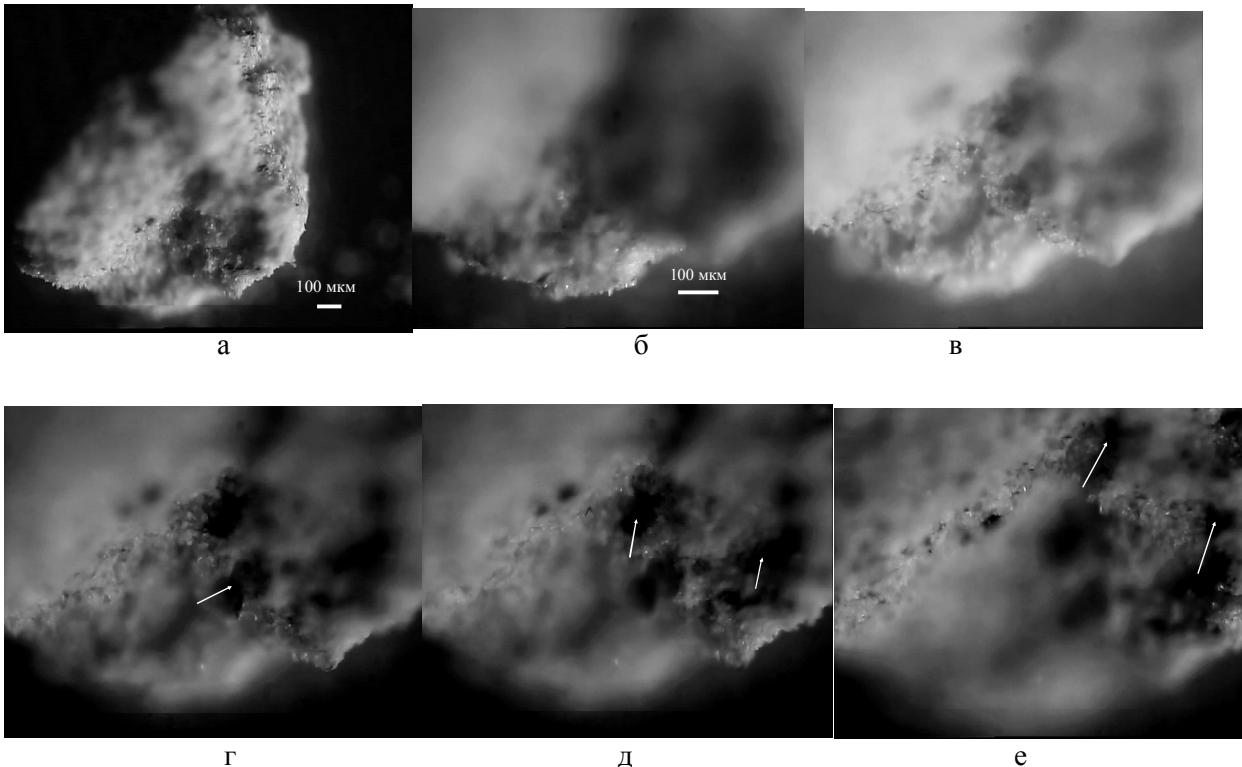


Рис. 8. Формування остаточного мікроудару двох сусідніх алмазних зерен алмазів

У фрагменті шламу товщиною 900 мкм, отриманого в результаті руйнування алмазними зернами в сегменті алмазного відрізного сегментного круга 1A1RSS/C₁500 AC160 400/315 мкм блока граніту Ємельянівського родовища: загальний вигляд – а; зона відмежування

нижньої фронтальної поверхні фрагменту шламу на відстані 500 мкм від поверхні фрагменту шламу – б; поверхня гірської породи на відстані 400 мкм від поверхні фрагменту шламу – в; зона первинного мікроудару алмазу у блок гірської породи на відстані 350 мкм від поверхні фрагменту шламу – г; зона вторинного мікроудару алмаза та первинного мікроудару сусіднього алмаза на відстані 300 мкм від поверхні фрагменту шламу – д; зона останнього мікроудару обох алмазів у блок гірської породи внаслідок якого відбувається їх зупинка з наступним зсувом та відколом частинки шламу на відстані 200 мкм від поверхні фрагменту шламу – е.

Висновки. Згідно з вищевикладеними мікроскопічними дослідженнями зона заглиблення індентора в блок гірської породи, відбита на фрагменті продуктів її руйнування ідентична по конфігурації для різних типів інденторів, що руйнують різні крихкі тверді матеріали і може бути вивчена завдяки наявності одиничного неушкодженого фрагмента продуктів руйнування товщиною h , що несе інформацію про глибину h_c , на якій формується фронтальна грань фрагмента шламу, що є кривою перетину його верхньої і зворотної поверхонь; глибини впровадження індентора h_1 ; кількості інденторів, які беруть участь у відколюванні одиничного фрагмента; кількості мікроударів індентора по фрагменту продуктів руйнування до моменту завершення його остаточного формування перед моментом відколу, і глибини, на якій ці мікроудари відбуваються, h_n , рис.9, що сприяє вивченню механізму руйнування твердих крихких матеріалів алмазним інструментом.

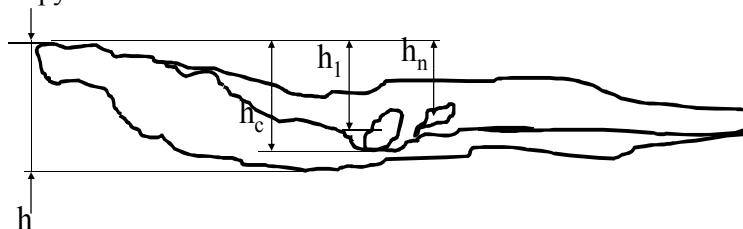


Рис. 9. Узагальнена схема переміщення індентора по блоку гірської породи при формуванні одиничного фрагмента шламу: h – товщина фрагменту шламу, h_c – глибина, на якій формується фронтальна грань фрагмента шламу в зоні заглиблення індентора в блок гірської породи; h_1 – глибина, на якій відбувається зіткнення індентора з блоком гірської породи, h_n – глибина, на якій здійснюється n -е відколювання мікрофрагменту продуктів руйнування гірської породи

1. Черепанов Г. П. Механика разрушения горных пород в процессе бурения // М.: Недра, 1987. – 280 с.
2. Пунык В. Р. Исследование процесса изнашивания бурового породоразрушающего инструмента, оснащенного славутичем, методом математического моделирования. – Автореферат на соиск. Ученой степени канд. техн. наук Днепропетровск. – 1980 г.
3. Владиславлев В. С. Теория работы породоразрушающих инструментов. – М.: МГРИ, 1982. – 76 с.
4. Баранов В. А. Разрушение пород природным и технологическим путем / Баранов В. А. // Сучасні ресурсоенергозберігаючі технології гірничого виробництва: Науково-виробничий журнал. – Кременчук: КрНУ ім. Михайла Остроградського, 2009. – Випуск 1(3). – С. 34 – 40.
5. Исонкин А. М. Определение удельной поверхности бурового шлама в зависимости от конструктивных особенностей алмазных коронок и параметров режима бурения / А. М. Исонкин, Р. К. Богданов, В. Л. Гвяздовская // Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 1988. – С. 54–59.
6. Измерение удельной поверхности порошковых материалов и построение изотермы адсорбции–десорбции на приборе «Акусорб» фирмы «Культреник»: Методика. – К: ИСМ АН УССР, 1985. – 13 с.
7. Будюков. Ю. Е Алмазный породоразрушающий инструмент / Ю. Е. Будюков, В.И. Власюк, В.И. Спирин. – Тула: ИПП «Гриф и К», 2005. – 281 с.
8. Исаев М. И., Пономарев П. В. Основы прогрессивной технологии алмазного бурения геологоразведочных скважин. – М: Недра, 1975. – 287 с.
9. Виноградова Е. П. К вопросу о механизме разрушения горной породы функциональными элементами из композиционных алмазосодержащих материалов / Виноградова Е. П. // Породоразрушающий и металлообработывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2011. – Вып. 14. – С. 14–24.
10. Виноградова О. П. Геометричні параметри еталонного фрагменту продуктів руйнування твердих і надтвердих крихких матеріалів алмазним інструментом / Виноградова О. П. // Теоретичні та експериментальні дослідження в технологіях сучасного матеріалознавства і машинобудування: Зб. наук. пр. – Луцьк: ЛНТУ, – 2013. – Вип. 4. – С. 45–52.
11. Виноградова Е. П. Зона внедрения индентора в блок горной породы при ее разрушении алмазным инструментом / Е. П. Виноградова, Н. В. Зуевская, В. Г. Кравец // Сб. науч. тр. – Гливице-Устрон: 11 Школа Геомеханики, Польша, 2013. – 13 с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

УДК 531.1:519.95:513.88

Т. Г. Войтик¹, Г. С. Полетаев²¹Одесский национальный морской университет, Одесса, Украина²Одесская государственная академия строительства и архитектуры, Одесса, Украина**МАТРИЧНЫЕ УРАВНЕНИЯ С ДВУМЯ ТРЕУГОЛЬНЫМИ НЕИЗВЕСТНЫМИ**

Для предлагаемого общего подвида матричных уравнений с двумя треугольными неизвестными, при сделанных предположениях, приведены формулы решений. Рассмотрены иллюстративные примеры применения этих формул.

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

Лит. 10.

Т. Г. Войтик, Г. С. Полетаев

МАТРИЧНІ РІВНЯННЯ З ДВОМА ТРИКУТНИМИ НЕВІДОМИМИ

Для пропонованого загального підвиду матричних рівнянь з двома трикутними невідомими, при зроблених допущеннях, приведені формули рішень. Розглянути приклади застосування цих формул.

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

T. G. Voytik, G. S. Poletaev

OF MATRIX EQUATIONS WITH TWO TRIANGULAR UNKNOWNNS

For proposed of matrix equations of the one general sub form with two unknowns triangular the formulas of solutions are presented. Illustrated of the Examples of Applications this formulas is considered.

Keywords: mechanics, analysis, equation triangular matrix factorization.

1. Общие положения, обозначения и определения

1.1. В сообщении продолжено освещение результатов исследования уравнений-моделей, допускающих трактовку как реализации в кольцах матриц соответствующих абстрактных уравнений. Будем рассматривать уравнения относительно неизвестных нижней и верхней треугольных матриц X^+, Y_- , соответственно, вида:

$$AX^+ + Y_- = B. \quad (1)$$

Родственные (1) и связанные с ними уравнения могут возникать, в частности, при изучении специальных новых задач механики для совокупностей одинаковых по геометрическим и физическим характеристикам тел. При этом матрицами X^+, Y_- моделируют, например, соответствующие совокупности воздействий и деформаций. К таким уравнениям приводят, также, вопросы поиска единых общих подходов при изучении интегральных уравнений типа свёртки, задач теории аналитических функций, связанных с задачей Римана – Гильберта - Привалова. Результаты о последней важны, например, в задачах теории упругости. Важны в теории некоторых классов дифференциальных уравнений и упомянутых интегральных уравнений типа свёртки, задачах математической физики [1-6]. Такие же уравнения возникают и при исследовании общих видов и приложений, обнаруженных сравнительно недавно, одночленных однопроекторных второго порядка уравнений в кольце с факторизационной парой. Общими идеями, позволяющими трактовать реализации в конкретных кольцах, абстрактные уравнения из работы [2] связывают уравнения (1) и родственные с задачей Римана - Гильберта – Привалова, задачей факторизации, интегральными типа Винера-Хопфа, некоторые уравнения с неизвестными векторами [1, 2, 7-10].

1.2. Следуя [2, 3] (ср.[7]), обозначим через $R_{n \times n}$ кольцо вещественных числовых квадратных матриц размера $n \times n$, $n \geq 2$, $n \in N$; $R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-$ - подкольца нижних, верхних треугольных матриц из $R_{n \times n}$. Через p^-, p^+ обозначим [2-6, 16, 20] коммутирующие проекторы: $R_{n \times n} \rightarrow R_{n \times n}^-, R_{n \times n} \rightarrow R_{n \times n}^+$, соответственно. Эти проекторы каждой матрице A ставят в соответствие матрицы $A^+ := p^+(A) \in R_{n \times n}^+, A^- := p^-(A) \in R_{n \times n}^-$, получающиеся из A заменой её элементов, расположенных, для A^- - ниже, а для A^+ - выше главной диагонали,- нулями. Положим $p^0 := p^+ p^- (= p^- p^+)$; $p_+ := p^+ - p^0$; $p_- := p^- - p^0$; $(R_{n \times n})_{\pm} := p_{\pm}(R_{n \times n})$. Легко видеть, что

$R_{n \times n}^{\mp} := p^{\mp}(R_{n \times n})$; $R_{n \times n}^0 := R_{n \times n}^+ \cap R_{n \times n}^-$, $R_{n \times n}^{\mp} = (R_{n \times n})_{\pm} \oplus R_{n \times n}^0$, соответственно. Результат применения соответствующих проекторов к матрицам, а также принадлежность матрицы из $R_{n \times n}$ подмножеству $R_{n \times n}^{\mp,0}$, $(R_{n \times n})_{\pm}$ будем отмечать знаками +, -, 0, соответственно. Устанавливается, что $R_{n \times n}$ - кольцо с факторизационной парой $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$ [2, 3, 7, 8, 10].

2. Факторизация квадратной матрицы по подкольцам нижних и верхних треугольных

Важную роль при построении формул, для матриц – решений рассматриваемых уравнений, играет нормированная правильная факторизация по подкольцам $R_{n \times n}^+$, $R_{n \times n}^-$, образующим факторизационную пару $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$. А, именно, - разложение матрицы A^{-1} на обратимые в соответствующих подкольцах $R_{n \times n}^+$, $R_{n \times n}^-$, $R_{n \times n}^0$, треугольные и диагональный множители [1–3, 7, 8, 10]:

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

где матрицы - сомножители $\dot{O}^- \in R_{n \times n}^-$; $S^0 \in R_{n \times n}^0$; $\tilde{A}^+ \in R_{n \times n}^+$; $n \geq 2$, $n \in \mathbb{N}$. Нормирование осуществляется условием: $\tilde{A}^0 = \dot{O}^0 = \dot{A}$, где E - единичная матрица кольца $R_{n \times n}$. Устанавливается, что нормированная правильная факторизация единственна [2]. Условия требуемой ниже факторизации можно получить, в частности, из общих результатов [7, 8].

3. Постановка задачи и формулы решения

Рассматривается следующая задача. «Для заданных матриц – коэффициентов $A, B \in R_{n \times n}$ найти пару матриц $X^+ \in R_{n \times n}^+$, $Y_- \in (R_{n \times n})_-$, удовлетворяющую уравнению:

$$AX^+ + Y_- = B. \quad (1)$$

В соответствующих ситуациях, применяя проектор p^+ , (- проектор p_-) к (1), убеждаемся, что треугольные матрицы X^+ , Y_- , образующие его решение, удовлетворяют, соответственно, уравнениям вида:

$$p^+[AX^+] = B^+, \quad (3)$$

$$p_-(AX^+) + Y_- = B_-. \quad (4)$$

Предположим, что матрица - коэффициент $A \in R_{n \times n}$ обратима в $R_{n \times n}$ и её обратная матрица A^{-1} допускает правильную нормированную факторизацию по подкольцам $R_{n \times n}^+$, $R_{n \times n}^-$. Тогда, с помощью сделанного выше замечания, общих теорем, следствий и очевидных выводов, например, из [2], обосновываются следующие формулы решений уравнений вида (1) в $R_{n \times n}$ с факторизационной парой $(R_{n \times n}^+, R_{n \times n}^-)$:

$$X^+ = \tilde{A}^+ S^0 [T^- B^+]^+ \quad Y_- = B_- + T^- [T^- B^+]_- \quad (5)$$

где

$$\dot{A}^{-1} = \tilde{A}^+ S^0 T^-; \quad (2)$$

$\tilde{A}^+ \in R_{n \times n}^+$, $S^0 \in R_{n \times n}^0$, $T^- \in R_{n \times n}^-$; $T^{-' := (T^-)^{-1}$ - обратная матрица.

4. Иллюстративные примеры применения формул решений

4.1. Пусть требуется найти пару треугольных матриц $X^+ \in R_{3 \times 3}^+$, $Y_- \in (R_{3 \times 3})_-$ из $R_{3 \times 3}$, удовлетворяющих уравнению (1), если

$$A = \begin{pmatrix} 3 & 0 & -2 \\ 0 & 1 & 0 \\ -1 & 0 & 1 \end{pmatrix}, \quad B = \begin{pmatrix} \alpha & 0 & 1 \\ 0 & \alpha & 0 \\ \beta & 0 & \alpha \end{pmatrix},$$

где α, β - произвольные фиксированные числа.

Реализуя формулы (5) решения в $R_{3 \times 3}$ уравнения (1), последовательно найдём:

$$A^{-1} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 2 \\ 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 3 \end{pmatrix}, \quad \tilde{A}^+ = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 1 \end{pmatrix},$$

$$S^0 = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}, \quad T^- = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 2 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix},$$

$$(T^-)^{-1} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & -2 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}.$$

Стало быть, искомое решение имеет вид:

$$X^+ = \begin{pmatrix} \alpha + 2\beta & 0 & 0 \\ 0 & \alpha & 0 \\ \alpha + 3\beta & 0 & \alpha \end{pmatrix}, \quad Y_- = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 + 2\alpha \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}.$$

4.2. Если в прежней задаче для уравнения (1) будет:

$$A = \begin{pmatrix} 3 & 0 & -2 \\ 0 & 1 & 0 \\ -1 & 0 & 1 \end{pmatrix}, \quad B = \begin{pmatrix} \alpha & 0 & 0 \\ 0 & \alpha & 0 \\ 0 & 0 & \alpha \end{pmatrix},$$

Тогда, вычисляя искомые матрицы по тем же формулам (5), найдём решение:

$$X^+ = \begin{pmatrix} \alpha & 0 & 0 \\ 0 & \alpha & 0 \\ \alpha & 0 & \alpha \end{pmatrix}, \quad Y_- = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 2\alpha \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}.$$

0 4.3. Из последней пары формул решения, очевидно, что при

$$A = \begin{pmatrix} 3 & 0 & -2 \\ 0 & 1 & 0 \\ -1 & 0 & 1 \end{pmatrix}, \quad B = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

решение рассматриваемого уравнения (1) и поставленной задачи доставляют матрицы:

$$X^+ = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 1 \end{pmatrix}, Y_- = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 2 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}.$$

Оказывается, что решение уравнения (1) с правой частью, равной соответствующей единичной

матрице играет важную роль [2].

1. Крейн М. Г. Интегральные уравнения на полупрямой с ядром, зависящим от разности аргументов // Успехи математических наук. – 1958. – 13, Вып. 5. – С. 3–120.

2. Полетаев Г. С. Об уравнениях и системах одного типа в кольцах с факторизационными парами. – Киев, 1988. – 20 с. – (Препринт / АН УССР. Институт математики: 88.31).
3. Полетаев Г. С., Солдатов Л. И. О задачах механики и уравнениях с неизвестной треугольной матрицей и проекторами // Совр. методы проектир. машин. Расчет, конструирование и технология изготовления / Сб. научн. труд. – Вып. 1, в 3-х т. – Т. 2 – Мн.: УП «Технопринт», 2002. – 477 с. – С. 244–249.
4. Мхитарян С. М. О некоторых плоских контактных задачах теории упругости с учётом сил сцепления и связанных с ними интегральных и дифференциальных уравнениях // Изв. АН Армянской ССР. Механика. – XXI, №5-6. – 1968. – С. 3–20.
5. Гахов Ф. Д., Черский Ю. И. Уравнения типа свёртки. – М.: Наука, 1978. – 296 с.
6. Попов Г. Я. Контактные задачи для линейно-деформируемого основания. – Киев; Одесса: Вища школа. Головное изд-во, 1982. – 168 с.
7. McNabb A., Schumitzky A. Factorization of Operators I: Algebraic Theory and Examples // J. Funct. Anal. – 1972. – 9, № 3. – P. 262 – 295.
8. Гантмахер Ф. Р. Теория матриц. – М.: Наука, 1988. – 549 с.
9. Подлозный Э. Д., Полетаев Г. С. Об уравнениях в кольцах с векторным произведением и задачах механики // Весці нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2002. – №3. – С. 95–101.
10. Полетаев Г. С. Некоторые результаты о парных уравнениях в кольцах с факторизационными парами // Вісник Харківського національного університету.-2002, № 582. – Серія “Математика, прикл. матем. і мех. ”. – Вып. 52. – С. 143–149.

Стаття прийнята до друку 20.03.2015.

УДК 621.762.4(03)

В. С. Воропаев, Г. Я. Калущкий, Е. А. Потипака*Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины***ИССЛЕДОВАНИЕ НЕСИММЕТРИЧНОГО ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПРИ СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИИ РАБОЧИХ ВАЛКОВ**

Исследованы силовые и угловые параметры асимметричной прокатки порошков железа, титана и алюминиевых гранул на валках разного диаметра, вращающихся с одинаковой угловой скоростью. Рассогласование окружных скоростей рабочих валков при асимметричной прокатке составляло от 12% до 42%. Установлено, что контактное нормальное напряжение при асимметричной прокатке на валке большего диаметра всегда меньше, чем на валке меньшего диаметра независимо от рассогласования окружных скоростей валков и прокатываемого материала. Показано, что рассогласование окружных скоростей валков создаёт условия для снижения силовых параметров и активации сдвиговых процессов в очаге деформации. Чтобы создать такие условия рассогласование скоростных параметров рабочих валков должно быть не менее 20%.

Ключевые слова: прокатка, металлический порошок, гранулы, асимметрия.

Рис. 4. Табл. 1. Форм. 1. Лит. 9.

В. С. Воропаєв, Г. Я. Калущкий, Е. О. Потіпака**ДОСЛІДЖЕННЯ НЕСИМЕТРИЧНОГО ПРОЦЕСУ ПРОКАТКИ МЕТАЛЕВИХ ПОРОШКІВ ПРИ ШВИДКІСНІЙ АСИМЕТРІЇ РОБОЧИХ ВАЛКІВ**

Досліджені силові та кутові параметри асиметричної прокатки порошків заліза, титану та алюмінієвих гранул на валках різного діаметру, що обертаються з однаковою кутовою швидкістю. Неузгодженість окружних швидкостей робочих валків при асиметричній прокатці становило від 12% до 42%. Установлено, що контактна нормальна напруження при асиметричній прокатці на валку більшого діаметру завжди менша, ніж на валку меншого діаметру незалежно від неузгодженості окружних швидкостей валків та матеріалу, який прокатується. Показано, що неузгодженість окружних швидкостей валків створює умови для зниження силових параметрів і активації зсувних процесів в осередку деформації. Щоб створити такі умови неузгодженість швидкісних параметрів робочих валків повинне бути не менш 20%.

Ключові слова: прокатка, металевий порошок, гранули, асиметрія.

V. Voropaev, G. Kalutsky, E. Potipaka**STUDY OF PROCESS ROLLING OF METAL POWDERS USE OF VELOCITY ASYMMETRY OF WORKERS ROLLS**

Power and angular parameters asymmetric rolling of powders of iron, the titan and aluminium granules on rolls the different diameters, rotating with identical angular speed are investigated. The mismatch of district speeds of workers rolls at asymmetric rolling made from 12% to 42%. It is established, that contact normal pressure at asymmetric rolling on roll greater diameter always smaller, than on roll smaller diameter irrespective of a mismatch district speeds rolls and work material. It is shown, that the mismatch of district speeds rolls creates conditions for decrease in power parameters and activation of shift processes in the deformation centre. To create such conditions a mismatch of workers rolls should be not less than 20%.

Keywords: a rolling, a metal powder, granules, asymmetry.

Как правило, порошковые материалы прокатывают в симметричном очаге деформации. Суть симметричной прокатки состоит в том, что порошок поступает из бункера в очаг деформации, для которого характерны одинаковые геометрические, скоростные, граничные условия на обоих валках.

Процесс прокатки можно рассматривать как процесс непрерывного прессования. В отличие от прокатки компактных материалов при прокатке порошковых материалов не соблюдается закон сохранения объема прокатываемого материала. При прокатке порошкового тела его объем уменьшается. В то же время соблюдается закон постоянства массы:

$$V_1 = zV_2 \quad (1)$$

где z – коэффициент уплотнения (отношение плотности сырого проката $\gamma_{\text{л}}$ к насыпной плотности порошка $\gamma_{\text{п}}$.)

Как было установлено исследователями [1], при прокатке порошков контактное напряжение и деформация материала по ширине проката распределяются неравномерно. И эта неравномерность, возрастающая с увеличением плотности проката, приводит к появлению значительных растягивающих напряжений и разрушению пористого проката на выходе из валков.

При прокатке компактного материала с этим явлением достаточно успешно борются, создавая по ходу прокатки заднее и переднее натяжение ленты. При прокатке порошкового материала сделать это невозможно. Единственный выход – создать натяжение как заднее, так и переднее непосредственно в очаге деформации. Такой эффект можно получить при рассогласовании окружных скоростей рабочих валков прокатного стана [2,3].

Асимметричная прокатка порошкового материала находится на стадии изучения. В публикациях японских исследователей [4-6] было рассмотрено влияние соотношения скоростей, начального зазора между валками, объема подаваемого порошка на давление прокатки, относительную плотность и толщину ленты, влияние соотношения скоростей валков на опережение при прокатке. Во всех случаях было показано, что в сравнении с традиционной симметричной прокаткой давление на валки уменьшается на 25%, а плотность ленты на 15% больше при одинаковых силовых условиях на валки.

Проведенные в Институте проблем материаловедения НАН Украины эксперименты по асимметричной горячей прокатке гранул алюминиевых сплавов с использованием приводных рабочих валков разного диаметра показали, что асимметричная прокатка позволяет избежать значительного количества брака [7-9]. Кроме того, в работе [9] с помощью точечных месдоз были замерены контактные нормальные напряжения в очаге деформации и угловые параметры. Установлено, что во всех случаях, независимо от прокатываемого порошкового материала максимальное контактное нормальное напряжение со стороны меньшего валка всегда больше, чем со стороны большего валка.

Целью работы является - исследование возможности использования асимметричной прокатки для порошкового материала и определение оптимальных параметров прокатки.

Для этой работы были изготовлены пары валков разного диаметра, что позволило получить рассогласование окружных скоростей валков от 10% до 42% при одинаковой угловой скорости валков. Все валки были оснащены точечными месдозами, что позволило одновременно на двух валках произвести замер контактного нормального напряжения и угловых параметров в очаге деформации. Эксперименты проводились на порошках железа, титана и алюминиевых гранулах с размером гранул 1-2 мм.

Измерение контактного нормального напряжения при асимметричной прокатке показало, что во всех случаях при всех давлениях прокатки как максимальное, так и текущие значения контактного напряжения на меньшем валке всегда были больше, чем на большем валке и намного меньше, чем при симметричной прокатке при $D_{(б)}/D_{(м)} = 1$ (табл.). Основным критерием оценки была плотность получаемого проката τ .

Таблица 1. Зависимость максимальных контактных нормальных напряжений от отношения диаметров валков и относительной плотности лент при прокатке железного порошка

τ	$D_{(б)}/D_{(м)}=1$	$D_{(б)}/D_{(м)}=1,12$		$D_{(б)}/D_{(м)}=1,20$		$D_{(б)}/D_{(м)}=1,32$		$D_{(б)}/D_{(м)}=1,42$	
	σ_{\max} , МПа	$\sigma_{\max(б)}$, МПа	$\sigma_{\max(м)}$, МПа	$\sigma_{\max(б)}$, МПа	$\sigma_{\max(м)}$, МПа	$\sigma_{\max(б)}$, МПа	$\sigma_{\max(м)}$, МПа	$\sigma_{\max(б)}$, МПа	$\sigma_{\max(м)}$, МПа
060	135	60	130	35	120	45	120	65	75
070	230	145	217	95	210	125	200	57	143
080	370	270	345	225	330	255	315	114	240
090	650	520	545	525	585	475	565	315	435

Комплексный анализ изменения угловых параметров в зависимости от давления при прокатке, плотности проката и рассогласования окружных скоростей рабочих валков показывает значительное влияние скоростного фактора. На рис. 1 показана зависимости углов прокатки α_p и нейтральных углов γ от отношения $D_{(б)}/D_{(м)}$ при различной относительной плотности проката τ при прокатке железного порошка. Как видно из графиков во всех случаях, начиная с рассогласования окружных скоростей валков на 20% (отношения диаметра большего валка к диаметру меньшего валка $D_{(б)}/D_{(м)} = 1,20$) и более, происходит устойчивое изменение угловых параметров. Угол прокатки α_p и нейтральный угол γ на большем валке уменьшаются при всех плотностях прокатываемого материала (или давления), а на валке меньшего диаметра они увеличиваются.

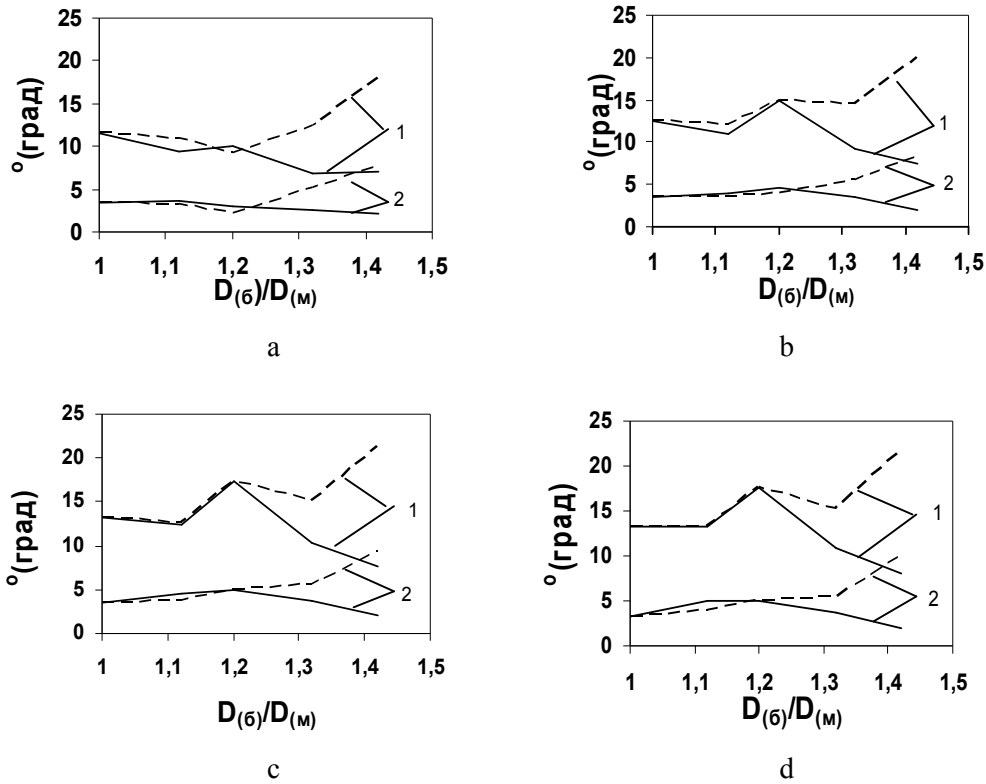


Рис. 1. Зависимость угла прокатки α_p и нейтрального угла γ от изменения соотношения $D(b)/D(m)$ и плотности проката τ : а - 0,60; б - 0,70; с - 0,80; д - 0,90 — - больший валок; --- - меньший валок; 1 - α_p ; 2 - γ .

Большое влияние на качество проката оказывает усилие прокатки. Чем больше усилие, оказываемое на рабочие валки, тем больше неравномерный зазор между валками из-за упругой деформации и изгиба валка.

Для определения усилия прокатки были изготовлены прокатные валки, на которых без перевадки можно было прокатать один и тот же порошковый материал, как в условиях симметричной, так и асимметричной прокатки. Одна часть валка с диаметрами 196,5 мм предназначалась для симметричной прокатки, другая часть диаметрами 218 мм и 175 мм – для асимметричной прокатки. Отношение диаметра большего валка к диаметру меньшего валка составляло 1,25.

Под нажимные винты прокатной клетки были установлены месдозы с тензодатчиками, которые фиксировали усилие при прокатке.

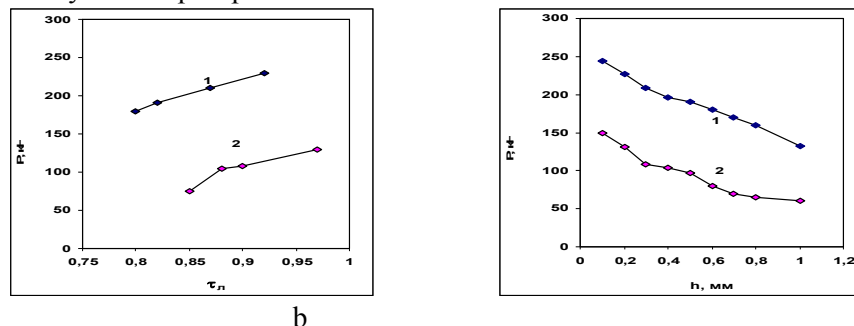


Рис. 2. Зависимость усилия прокатки P от относительной плотности проката τ_n (а) и зазора между валками h мм (б) при прокатке ленты шириной 60мм из железного порошка. 1 – симметричная прокатка; 2 - асимметричная прокатка.

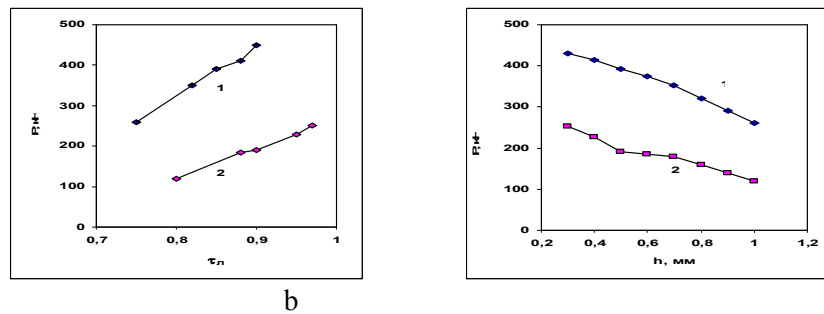


Рис. 3. Зависимость усилия прокатки от плотности проката τ_n (а) и зазора между втулками h мм (б) при прокатке ленты шириной 60 мм из порошка электролитического титана. 1 – симметричная прокатка; 2 – асимметричная прокатка.

Как видно из представленных графиков (рис. 2,3) усилие прокатки как железного порошка, так и порошка электролитического титана, при асимметричной прокатке значительно меньше, чем при симметричной, и при более высокой плотности проката.

Установлено устойчивое постоянство уменьшения усилия (почти в 2 раза) при асимметричной прокатке как порошка железа, так и порошка титана, при изменении зазора между валками и плотности проката. Ещё одной особенностью асимметричной прокатки является сильный нагрев ленты, что связано со значительной сдвиговой деформацией частиц под давлением. На основании проведенных исследований установлено основное различие между симметричной и асимметричной прокаткой порошковых материалов (рис. 4).

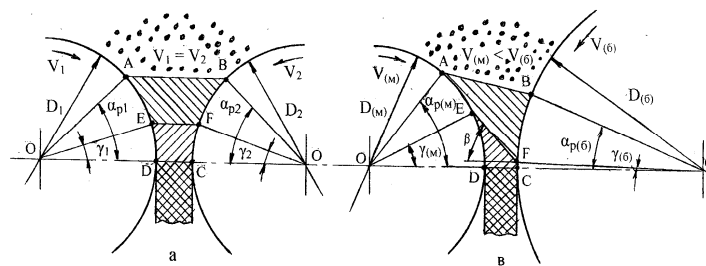


Рис.4. Очаг деформации при симметричной (а) и асимметричной(в) прокатке порошковых материалов

$D_1 = D_2$; $D_{(6)} > D_{(m)}$; $\alpha_{p1} = \alpha_{p2}$; $\gamma_1 = \gamma_2$; $\alpha_{p(6)} < \alpha_{p(m)}$; $\gamma_{(6)} < \gamma_{(m)}$; ABFE – зона отставания; EFCD – зона опережения.

Благодаря существенным изменениям угловых параметров происходит поворот нейтрального сечения EF между зонами отставания и опережения на угол β к сечению ODCO. При таком повороте значительно активизируется сдвиговая деформация частиц порошка под давлением валков и уменьшаются растягивающие напряжения. Чем больше угол β , тем более активны сдвиговые деформационные процессы в очаге деформации. Направленные в противоположные стороны силы трения по дугам контакта ED и BF создают переднее и заднее натяжение и, кроме того, блокируя друг друга, уменьшают общее давление на валки. Благодаря этому асимметричная прокатка позволяет устранить многие недостатки, присущие традиционной прокатке.

Выводы. В результате проведенных исследований установлено, что асимметричная прокатка металлических порошков с рассогласованием окружных скоростей при разных диаметрах валков по сравнению с традиционной симметричной прокаткой позволяет избежать значительного количества брака при прокатке, повысить производительность прокатки, качество и точность проката. За счёт снижения усилия прокатки (почти в 2 раза) представляется возможным повысить плоскостность и точность проката по ширине. Исследование силовых и угловых параметров асимметричной прокатки показало, что оптимальное рассогласование скоростных параметров рабочих валков находится в пределах 20-40% в зависимости от прокатываемого порошкового материала.

1. Каташинский В. П. Неравномерность деформации и распределение напряжений по ширине порошкового проката / В. П. Каташинский, Г. А. Виноградов, Г. Я. Калущий / Порошковая металлургия. – 1975. – №12. – С. 28–32.
2. Синицын В. Г. Несимметричная прокатка листов и лент / В. Г. Синицын / М.: Металлургия – 1984. – 167 с.
3. Николаев В. Г. Теория и технология несимметричной прокатки / В. А. Николаев, В. Л. Мазур, А. К. Голубченко, Е. В. Бинкевич / М.: Информат. – 1996. – 262 с.

4. Masaki S., Hirohata T., Zhu Q. B. Compacting metal powder differential speed rolling. Adv. Technol Plasticity 1 (1993) – P. 182–187.
5. Masaki S., Hirohata T., Haga T. Characteristics of electrolytic copper powder compaction by differential speed rolling. ISME Int. J.C 40(3) (1997). – P. 518–524.
6. Hirohata T., Masaki S., Shima S. Experiment on metal powder compaction by differential speed rolling. JMPT – V. 111, issues 1-3, 2001. – P. 113–117.
7. Патент України на винахід №77719. Спосіб одержання листів, смуг и стрічок з металевих порошків і гранул. – Г. Я. Калуцький, К. О. Гогаєв, В. С. Воропаєв. – 2007.
8. Калуцкий Г. Я. Опыт прокатки металлических порошков и гранул с использованием асимметричных схем деформирования / Г. Я. Калуцкий, К. А. Гогаев, В. С. Воропаев, В. В. Непомнящий / Порошковая металлургия. – 2007. – №2/4. – С. 508–512.
9. Калуцкий Г. Я. Перспективы развития прокатки металлических порошков и гранул / Г. Я. Калуцкий, К. А. Гогаев, В. С. Воропаев/ Тематич. научн. тр. – Краматорск: ДГМА. – 2007. – С. 508–512.

Стаття прийнята до друку 26.03.2015.

А. П. Гавриш, Т. А. Роїк, О. В. Зоренко, В. Г. Олійник

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»

ШВИДКІСНЕ ЕЛЬБОРОВЕ ШЛИФУВАННЯ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ ТЕРТЯ ЗІ ЗНОСОСТІЙКИХ КОМПОЗИТИВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ ДЛЯ ПОЛІГРАФІЧНИХ МАШИН

Вперше досліджено технологічні процеси швидкісного ельборового шліфування нових зносостійких композиційних матеріалів на основі шліфувальних відходів алюмінієвих сплавів. Показано, що основні закономірності швидкісного ельборового шліфування нових матеріалів співпадають з фундаментальними основами теорії шліфування матеріалів. Доведено, що на параметр якості поверхні оброблення R_a та параметри продуктивності швидкісного шліфування нових зносостійких композитів суттєво впливають зернистість, матеріал зв'язки ельборового круга та режими різання при шліфуванні. Найкращі показники параметру R_a , які відповідають високим вимогам до робочих поверхонь деталей тертя, забезпечують шліфувальні круги з ельбору ЛО зернистістю 14...28 мкм на бакелітно-гумовій зв'язці та регламентовані режими різання. Показано переваги обробки поверхонь ельборовими кругами та розроблено рекомендації з вибору режимів різання для швидкісного ельборового шліфування деталей тертя на основі шліфувальних відходів алюмінієвих сплавів, які забезпечують високі параметри шорсткості поверхні та продуктивності технологічних режимів.

Ключові слова: нові композиційні матеріали, шліфувальні відходи алюмінієвих сплавів, деталі тертя, шорсткість поверхні, продуктивність технологічного процесу, високошвидкісне шліфування, ельборові круги.

Рис. 2. Табл. 3. Літ. 10.

А. П. Гавриш, Т. А. Роїк, О. В. Зоренко, В. Г. Олійник

СКОРОСТНОЕ ЭЛЬБОРОВОЕ ШЛИФОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ТРЕНИЯ ИЗ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ПОЛИГРАФИЧЕСКИХ МАШИН

Впервые исследованы технологические процессы скоростного эльборового шлифования новых износостойких композиционных материалов на основе шлифовальных отходов алюминиевых сплавов. Показано, что основные закономерности скоростного эльборового шлифования новых материалов совпадают с фундаментальными основами теории шлифования материалов. Доказано, что на параметр качества поверхности обработки R_a и параметры производительности скоростного шлифования новых износостойких композитов на основе алюминия существенно влияют зернистость, материал связки эльборового круга и режимы резания при шлифовании. Наилучшие показатели параметра R_a , которые удовлетворяют высокие требования к рабочим поверхностям деталей трения, обеспечивают шлифовальные круги из эльбора ЛО зернистостью 14...28 мкм на бакелитно-резиновой связке и регламентированные режимы резания. Показаны преимущества обработки поверхностей эльборовыми кругами и разработаны рекомендации по выбору режимов резания для скоростного эльборового шлифования деталей трения на основе шлифовальных отходов алюминиевых сплавов, которые обеспечивают высокие параметры шероховатости поверхности и производительности технологических режимов.

Ключевые слова: новые композиционные материалы, шлифовальные отходы алюминиевых сплавов, детали трения, шероховатость поверхности, производительность технологического процесса, высокоскоростное шлифование, эльбовые круги.

A. P. Havrysh, T. A. Roik, O. V. Zorenko, V. H. Oliinyk

HIGH-SPEED ELBOR GRINDING OF FRICTION SURFACE PARTS FROM HIGH-WEAR-RESISTANCE COMPOSITES BASED ON ALUMINUM FOR PRINTING MACHINES

For the first time in the scientific and technological practice it was research the technological processes high-speed elbor grinding of the new high-wear-resistance materials based on aluminum alloys grinding wastes. It was shown that the main regularities of high-speed elbor grinding high-wear-resistance composites from aluminum wastes are coincided of the fundamental basis of the theory grinding materials. It was demonstrated the tool granularity, elbor discs material of bond and elbor grinding parameters essentially influence for surface parameter R_a and parameters productivity high-speed grinding new high-wear-resistance composites on the base of the wastes aluminum. Grinding discs from elbor type LO with granularity 14...28 μm on bakelite-gum bond and regulated parameters of cutting ensure the best value of parameters R_a . It was shown the advantages of surfaces' treatment by elbor discs. It was developed the recommendations for choice of cutting parameters for high-speed elbor grinding for friction parts based on aluminum alloys grinding wastes and which ensure the high roughness parameters and parameters of the technological processes productivity.

Keywords: new composite materials, aluminum alloys grinding wastes, friction parts, surface roughness, productivity of technological process, high-speed grinding, elbor discs.

Постановка проблеми. У сучасних машинно-технологічних комплексах різних галузей промисловості України (поліграфічне машинобудування, машини легкої, харчової промисловості

та ін.) широко використовуються деталі тертя з високолегованих зносостійких композиційних матеріалів, які синтезовані зі шламових відходів кольорових металів, насамперед, зі сплавів на основі алюмінію [1–4]. Їх особливістю є те, що вони створені для експлуатації у вузлах обладнання, що працює при навантаженнях до 7 МПа, розігріванні поверхонь до 100...150 °С, дії агресивного середовища (кисень повітря, виробничий абразивний пил та ін.) [1–5]. Зокрема, відповідальним є експлуатація деталей пар тертя у ножових різальних машинах поліграфії типу Wohlenberg Trim-tec 560, у висікальному обладнанні паперу та картону типів Dröscher ST 6, Bobst Mistral 110 A2, укладачах швидкісних ткацьких верстатів Sprint-1205 PI, у панчохів'язальних машинах типу Palermo-105 SR тощо. Зносостійкість деталей тертя зазначених машин (згідно засадничим положенням теорії тертя та зношування [6, 7, 9]) залежить від ряду важливих факторів. Перш за все, це — фізико-механічні властивості антифрикційних матеріалів, з яких виготовлені деталі тертя та якість їх контактних поверхонь (параметри шорсткості, глибини та ступеню наклепу, рівень та знак залишкових напружень поверхневого шару).

Встановлено, що для забезпечення високих параметрів зносостійкості та довговічності деталей пар тертя доцільним є застосування спеціальних методів абразивного оброблення їх поверхонь, новітніх типів алмазно-абразивних інструментів і раціональних режимів різання [6– 8]. Проте для надтонких фінішних методів формування параметрів якості поверхонь тертя, які здатні після обробки зберегти вихідні антифрикційні властивості нових високолегованих композиційних матеріалів на основі алюмінію, що отримані на етапі виготовлення композитних матеріалів, застосовувались типові режими різання, зокрема, швидкість обертання шліфувального круга — 20...30 м/с. Результатів виконання обробки із застосуванням, наприклад, інтенсивних методів швидкісного ($V_{кр} = 50...120$ м/с), так званого, силового шліфування зі збільшеними подачами, не достатньо, хоча дослідження у цьому напрямку (для литих сталей) були виконані [8].

Тому дослідження технологічних процесів швидкісного шліфування і їх вплив на якість поверхонь високозносостійких композиційних сплавів на основі алюмінію є актуальним питанням, що має як наукове, так і практичне значення для технологів-виробників.

Мета і завдання. Метою даної роботи було встановлення впливу технологічного процесу швидкісного шліфування на якість поверхонь тертя деталей, що виготовлені з нових високолегованих композиційних матеріалів на основі шліфувальних відходів алюмінієвих сплавів АК12М2МgН, АМ4,5Кд, АК8М3ч та АК12ММgН + (9–12)% MoS₂ та розробка рекомендацій з режимів оброблення для промисловості.

Результати досліджень. Експериментальні дослідження з означеної науково-технічної задачі виконувались згідно методик наведених у роботах [5, 6, 9]. Особливостями експериментів було: 1) Застосування верстатного обладнання, а саме, для швидкісного плоского шліфування — верстат прецизійної точності FF-250 HS-0117 фірми «Abawerk» (ФРН), що забезпечує оброблення поверхонь зі швидкостями шліфувального круга ($V_{кр}$) до 120 м/с, а для швидкісного зовнішнього круглого шліфування — високопрецизійного верстата SS-125 HS-0321 фірми «Werkzajt» (ФРН), що виконує прецизійне оброблення зовнішніх циліндричних поверхонь деталей зі швидкостями обертання шліфувального круга ($V_{кр}$) до 140...150 м/с. 2) У якості ріжучого інструменту при швидкісному шліфуванні нових типів зносостійких композитів були використані абразивні інструменти з кубічного нітриду бора (ельбор марки ЛО, Росія). Цей вибір обумовлено визначенням взаємодії матеріалів поверхонь тертя ріжучих абразивних інструментів (електрокорунд 32А, карбід кремнію зелений 63С, алмаз синтетичний АС, ельбор ЛО) та деталей з високолегованих композитів різного складу [9].

Відомо, що найкращі результати з досягнення високих параметрів якості поверхонь оброблення високолегованих композитів забезпечує застосування шліфування оздоблювальними кругами з ельбору (ЛО) [9]. Основні результати дослідження швидкісного ельборового шліфування нових зносостійких композитів на основі алюмінію наведені нижче.

На рис. 1 показано графічне зображення досліджень окремих аспектів процесів шліфування композитів при різних швидкостях обертання ельборового круга. Аналіз даних свідчить про суттєвий вплив швидкості обертання шліфувального круга на всі найважливіші показники процесу різання.

Спостерігається тенденція покращення досліджуваних параметрів із суттєвим зростанням швидкості обертання ельборового шліфувального круга, наприклад, з 20 м/с до 80...90 м/с. Такі показники позначаються на поліпшенні параметрів якості поверхонь оброблення, зокрема, параметра шорсткості R_a та ступеня наклепу K [5, 6]. У зв'язку з цим важливими є результати

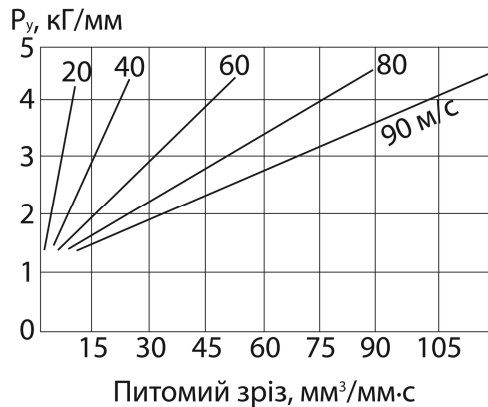
дослідження впливу на параметри шорсткості поверхні R_a і питомий зріз металу (для різних типів композитів на основі алюмінію) швидкісного ельборового шліфування (табл. 1).

Таблиця 1. Інтенсивність шліфування високолегованих композитів на основі алюмінію

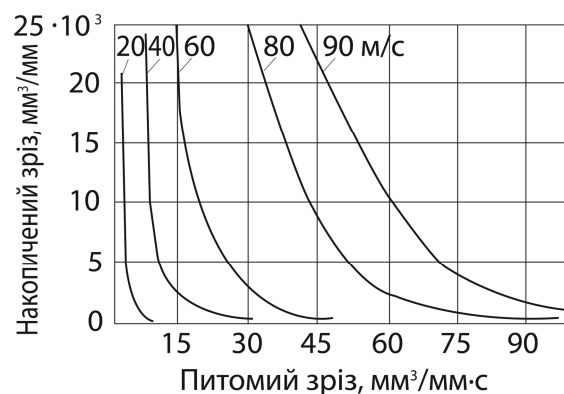
Тип шліфування	Оброблюваний матеріал	Швидкість обертання круга, м/с	Питомий зріз металу в $\text{мм}^3/\text{мм}\cdot\text{с}$	Параметр шорсткості поверхні R_a , мкм
Кругле	Композит на основі алюмінію АК8МЗч	60	15–38	0,710
		90	100	0,780
Плоске	Композит на основі алюмінію АК12ММГН + (9–12)% MoS_2	40	27–40	0,630
		92	105	0,680

Примітки: 1) шліфувальний круг з ельбору ЛОМ28Бр1 100 %; 2) інтенсивна подача у зону різання мастильно-охолоджуючої рідини зі складом — гас (70 %), норсульфазол (25 %), олеїнова кислота (5 %).

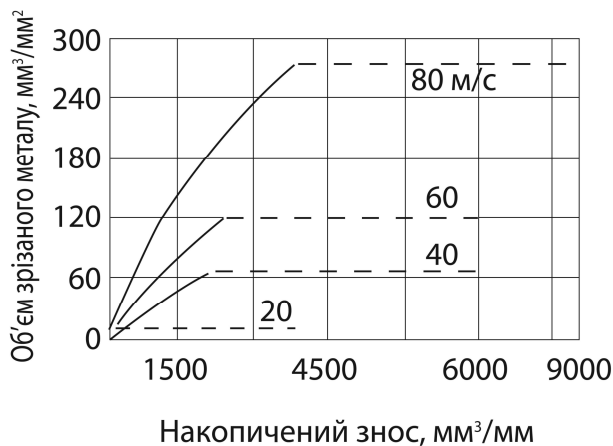
Аналіз табл. 1 дозволяє отримати наступні висновки. По-перше, відзначається підвищення питомого зрізу шару металу з поверхні деталі оброблення у 2,5...3 рази зі зростанням швидкості шліфування. При цьому параметр шорсткості поверхні оброблення достатньо прийнятний і змінюється у межах 10...12 %. По-друге, зазначена закономірність є характерною для різних за своїм складом зносостійких композитів і повністю співпадає із загальними теоретичними напрацюваннями у цій царині [5, 6, 9, 10], що є додатковим свідченням єдності законів абразивного оброблення, у тому числі, і у випадку прецизійного ельборового шліфування зносостійких композитів.



а



б



в

Рис. 1. Результати дослідження процесу швидкісного шліфування композитів при різних швидкостях круга: а — залежність питомої радіальної сили P_r шліфування від питомого зрізу для сплаву АК12ММГН + (9–12)% MoS_2 ; б — залежність накопиченого зрізу від питомого зняття шару металу для композиту АМ4,5Кд; в — залежність об'єму

зрізаного металу на одиницю витрат зношеної частини круга від накопиченого об'єму металу для композиту АК8МЗч

Об'єм металу, що зрізається у фіксовану одиницю часу, залежить від глибини занурення окремих абразивних зерен у матеріал деталі оброблення та кількості зерен, які у дану мить приймають участь у зрізанні стружок і кількість яких залежить від швидкості обертання абразивного інструменту. Дослідження показали, що зі зростанням глибини різання при шліфуванні збільшується потужність шліфування і при певній глибині різання суттєво збільшуються миттєві контактні температури у зоні зрізання стружки абразивними зернами [9, 10].

Це може викликати неприйнятні спотворення поверхневого шару оброблення. Проте, при подальшому підвищенні глибини різання відбувається перерозподіл співвідношення силових і температурних факторів при зрізанні перерізів стружки, технологічний процес набуває ознак стабілізації, а потужність шліфування дещо знижується, що може бути пояснено зростанням інтенсивності самозаточування абразивного інструменту. Наші дослідження підтвердили також, що зі збільшенням швидкості круга зростає питома критичне навантаження, при якому відбувається перехід в зону роботи з самозаточуванням. На рис. 2 наведено оптимальні значення зрізання шару металу, які відбуваються при відповідному збільшенні питомої сили притискування та швидкості круга.

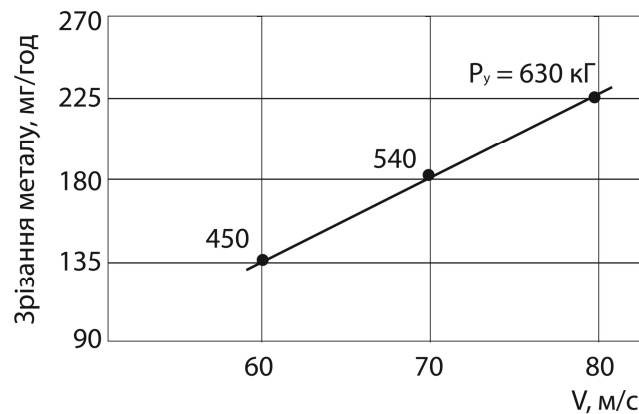


Рис. 2. Залежність між зрізанням зносостійкого композита АК12М2МгН, окружною швидкістю V ельборового шліфувального круга та питомою силою притискування круга Py, при якій досягаються оптимальні значення по зрізанню об'єма композиту

Результати досліджень залежності параметрів шорсткості Ra поверхонь оброблення зносостійких композиційних матеріалів [1–4] від режимів швидкісного шліфування та зернистості ельборових кругів наведено у табл. 2, 3.

Таблиця 2. Параметр шорсткості Ra при швидкісному плоскому шліфуванні зносостійких композитних матеріалів на основі алюмінію

Швидкість шліфувального круга V _{кр} , м/с	Швидкість виробу (подача) V _в , м/хв.	Параметр шорсткості Ra (мкм) для композитів								
		АМ4,5Кд			АК8МЗч			АК12ММгН		
		Глибина шліфування t, мм								
		0,002	0,01	0,05	0,001	0,01	0,05	0,002	0,01	0,05
30	2	0,63	0,68	0,70	0,60	0,67	0,69	0,59	0,61	0,63
	5	0,65	0,70	0,73	0,63	0,70	0,71	0,60	0,63	0,65
	10	0,67	0,75	0,77	0,67	0,72	0,74	0,62	0,65	0,67
40	2	0,69	0,71	0,73	0,65	0,68	0,71	0,61	0,63	0,65
	5	0,71	0,75	0,77	0,67	0,71	0,75	0,63	0,67	0,69
	10	0,73	0,78	0,80	0,70	0,75	0,77	0,65	0,69	0,71
60	2	0,61	0,66	0,67	0,63	0,67	0,69	0,61	0,62	0,64
	5	0,63	0,67	0,70	0,65	0,70	0,71	0,62	0,63	0,65
	10	0,64	0,69	0,72	0,67	0,73	0,74	0,64	0,65	0,67
80	2	0,60	0,64	0,69	0,62	0,66	0,70	0,55	0,60	0,64
	5	0,62	0,67	0,70	0,64	0,70	0,72	0,58	0,65	0,66
	10	0,65	0,69	0,72	0,65	0,73	0,75	0,60	0,67	0,68

Примітки: 1) абразив — ельбор ЛОМ28Бр1 100 %; 2) верстат — плоско-шліфувальний прецизійної точності FF-250 HS-0117 «Abawerk» (ФРН); 3) поперечна подача $S_{\text{поп}} = 0,2$ мм/подв. хід; 4) мастильно-охолоджуюча рідина (МОР) — суміш зі складом: гас (70 %), норсульфозфрезол (25 %), олеїнова кислота (5 %).

Таблиця 3. Вплив зернистості інструменту на параметри шорсткості поверхні R_a при швидкісному плоскому шліфуванні зносостійких композитних сплавів на основі алюмінію

Характеристика ельборового (ЛО) інструменту	Матеріал зносостійких композитів			
	AK12M2MгH	AM4,5Kд	AK8M3ч	AK12MMгH + (9–12)% MoS ₂
Параметр шорсткості R_a , мкм				
ЛО10Бр1 100 %	0,860	0,875	0,910	0,937
ЛО5Бр1 100 %	0,790	0,800	0,750	0,710
ЛОМ28Бр1 100 %	0,640	0,650	0,670	0,620
ЛОМ20Бр1 100 %	0,405	0,410	0,355	0,321
ЛОМ14Бр1 100 %	0,350	0,340	0,310	0,300
ЛОМ10Бр1 100 %	0,285	0,275	0,220	0,200
ЛОМ7Бр1 100 %	0,190	0,195	0,175	0,165

Примітки: 1) швидкість обертання круга $V_{\text{кр}} = 60$ м/с; 2) швидкість виробу (поздовжня подача $V_b = 5$ м/хв.); поперечна подача $S_{\text{поп}} = 0,2$ мм/подв. хід; 4) мастильно-охолоджуюча рідина (МОР) — суміш зі складом: гас (70 %), норсульфозфрезол (25 %), олеїнова кислота (5 %).

Аналіз експериментальних даних (табл. 2, 3) дозволяє зробити наступні узагальнення.

По-перше, режими різання швидкісного шліфування зносостійких композиційних матеріалів суттєво впливають на параметр шорсткості R_a поверхонь оброблення, що відповідає засадничим положеннями теорії абразивного шліфування. В нашому випадку, коли для оброблення застосоване швидкісне ельборове шліфування, слід відзначити, що зростання швидкості обертання шліфувального круга у 2–3 рази, обумовлює покращення шорсткості поверхні. Це може бути пояснено зменшенням перерізу стружки поодиноким ріжучим зерном круга, оскільки в одиницю часу (зі збільшенням швидкості обертання круга) пропорційно збільшується кількість зерен, які приймають активну участь у процесі зрізання стружки. Проте, слід зауважити, що є певна швидкісна зона (~40 м/с), коли відбувається деяке зростання параметру шорсткості R_a , хоча у подальшому процес різання нормалізується і відбувається стабільне покращення шорсткості поверхні. Ця закономірність прослідковується для різних марок високозносостійких композитів, а також при зміні у достатньо широких межах поздовжньої подачі V_b та глибин шліфування t .

По-друге, на параметр шорсткості R_a поверхонь оброблення деталей з нових композиційних матеріалів суттєво впливає структура шліфувального круга, головним чином зернистість інструменту. Параметр R_a зменшується майже в 4 рази зі зміною зернистості шліфувального інструменту від 100 мкм до 7 мкм. Розробляючи рекомендації для промислової практики, слід враховувати, що при швидкісному шліфуванні дрібнозернисті круги (M7–M14) схильні до швидкого засалювання. Тому для розробки технологічних процесів раціонально застосовувати ельборові круги із зернистістю 20...28 мкм. Отримані при цьому параметри шорсткості R_a достатні для здійснення у подальшому фінішних операцій прецизійної доводки, які гарантують отримання найкращих параметрів якості поверхонь оброблення деталей з нових матеріалів.

Слід підкреслити, що при швидкісному шліфуванні найкращі значення шорсткості поверхні R_a забезпечують круги на бакелітно-гумовій зв'язці Бр1. Це пояснюється її більшою еластичністю і, таким чином, при шліфуванні під дією складових сил різання кожне ельборове зерно демпфує в напрямку пружно-еластичного середовища зв'язки, що спричинює фактичне зменшення глибини різання. Отже, змінюються умови формування шорсткості поверхні оброблення і, як наслідок, зменшується параметр шорсткості R_a , який є одним із найголовніших факторів, що характеризує якість поверхні після тонкого ельборового шліфування. Зазначені закономірності співпадають з фундаментальними основами теорії абразивного різання металів [6, 9, 10], що є свідченням достовірності одержаних даних.

Висновки. Узагальнюючи комплекс виконаних досліджень, необхідно зробити наступні висновки, які мають як наукове, так і практичне значення.

1. Вперше досліджено процеси швидкісного ельборового шліфування нових композиційних сплавів, синтезованих на основі утилізованих та регенерованих шліфувальних відходів алюмінієвих сплавів, та показано, що основні закономірності швидкісного ельборового шліфування нових композиційних матеріалів співпадають із засадничими основами абразивного оброблення.

2. Доведено, що на параметр якості поверхні R_a суттєво впливають зернистість, матеріал зв'язки ельборового круга та режими швидкісного ельборового шліфування. При цьому найкращі показники параметрів продуктивності оброблення і шорсткості поверхні R_a , які відповідають вимогам до поверхонь деталей тертя технологічних комплексів і машинних систем, забезпечують шліфувальні круги з ельбору ЛО зернистістю 20...28 мкм на бакелітно-гумовій зв'язці Бр1 та наступні режими різання: швидкість обертання шліфувального круга $V_{кр} = 60...80$ м/с, швидкість виробу (поздовжня подача) $V_v = 5$ м/хв., поперечна подача $S_{поп} = 0,2...0,5$ мм/подв. хід, глибина шліфування $t = 0,005...0,01$ мм, мастильно-охолоджуюча рідина (МОР) — суміш зі складом: гас (70 %), норсульфозфрезол (25 %), олеїнова кислота (5 %).

Подальші дослідження будуть спрямовані на виконання експериментів та встановлення закономірностей формування параметрів якості поверхонь оброблення деталей тертя машин з композитів на основі інструментальних сталей та нікелю при швидкісному шліфуванні.

1. Патент України № 60174А, МКИ С22С 21/02. Порошковий антифрикційний матеріал на основі алюмінію / Комнацький О. Л., Роїк Т. А. – опубл. 15.09.2003, Бюл. № 9.
2. Патент України № 34407, МКИ С22С 21/02. Композиційний підшипниковий матеріал на основі алюмінію / Роїк Т. А., Гавриш А. П., Гавриш О. А., Холяк В. В., Прохоренко О. М. – опубл. 11.08.2008, Бюл. № 15.
3. Патент України № 26862, МКИ С22С 21/02. Антифрикційний матеріал на основі алюмінію / Роїк Т. А., Гавриш А. П., Киричок П. О., Гавриш О. А. – опубл. 10.10.2007, Бюл. № 16.
4. Патент України № 75523, МПК С22С 21/02 (2006.01). Зносостійкий матеріал на основі алюмінієвого сплаву / Роїк Т. А., Гавриш А. П., Гавриш О. А., Киричок П. О., Віщок Ю. Ю., Мельник О. О., Замулко С. А., Дорфман І. Є. – опубл. 10.12.2012, Бюл. № 23.
5. Роїк Т. А. Композиційні підшипникові матеріали для підвищення умов експлуатації / Т. А. Роїк, П. О. Киричок, А. П. Гавриш : монографія. – К. : НТУУ «КПІ», 2007. – 404 с.
6. Киричок П. О. Фінішне оброблення зносостійких деталей друкарських машин / П. О. Киричок, Т. А. Роїк, А. П. Гавриш, А. В. Шевчук, Ю. Ю. Віщок : навч. посібник. – К. : НТУУ «КПІ», 2014. – 558 с.
7. Косторнов А. Г. Триботехническое материаловедение / А. Г. Косторнов : монографія. – Луганск : Изд-во «Ноули», 2012. – 702 с.
8. Филимонов Л. Н. Высокоскоростное шлифование / Л. Н. Филимонов. – Л. : Машиностроение, 1979. – 248 с.
9. Гавриш А. П. Вплив фізико-механічних властивостей абразивних матеріалів на процес шліфування високолегованих композитів для поліграфічних машин / А. П. Гавриш, Т. А. Роїк, П. О. Киричок, О. О. Мельник, Ю. Ю. Віщок // Технологія і техніка друкарства. – 2015. – № 3(49). – С. 119–128.
10. Инструменты из сверхтвёрдых материалов / Под ред. акад. НАН Украины Н. В. Новикова, д-ра техн. наук С. А. Клименко, 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 2014. – 608 с.

Стаття надійшла до редакції 12.03.2015.

УДК 620.1

І. Г. Грабар*Житомирський національний агроекологічний університет***ПЕРКОЛЯЦІЙНО-ФРАКТАЛЬНІ МОДЕЛІ В СУЧАСНОМУ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВІ**

Наведені результати досліджень перколяції на кінцевомірних метричних та фрактальних множинах, що дозволило отримати нові узагальнення для моделювання перколяційно-фрактальних середовищ (ПФС) в сучасному матеріалознавстві. Запропоновано інженерні залежності для конструювання надчутливих ПФС тензодатчиків та сенсорів. Розглянуто альтернативний метод оцінки фрактальної розмірності фрактальних та квазіфрактальних множин.

Ключові слова: перколяційно-фрактальні середовища; надчутливі тензодатчики; з'єднуючий кластер; критична перколяція; фрактальна розмірність

И. Г. Грабар**ПЕРКОЛЯЦИОННО-ФРАКТАЛЬНЫЕ МОДЕЛИ В СОВРЕМЕННОМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ**

Приведены результаты исследований перколяции на конечномерных метрических и фрактальных множествах, что позволило получить новые обобщения для моделирования перколяционно-фрактальных сред (ПФС) в современном материаловедении. Предложены инженерные зависимости для конструирования сверхчувствительных ПФС тензодатчиков и сенсоров. Рассмотрено альтернативный метод оценки фрактальной размерности фрактальных и квазифрактальных множеств.

Ключевые слова: перколяционные-фрактальные среды; сверхчувствительные тензодатчики; соединяющий кластер; критическая перколяция; фрактальная размерность.

I. G. Grabar**PERKOLYATION- FRACTAL MODELS IN MODERN MATERIALS SCIENCE**

Results of researches of a perkolyation on finite-dimensional the metrical and fractal sets that allowed to receive new generalizations for modeling of the perkolyation-fractal environments (PFE) in modern materials science are given. Engineering dependences for designing of supersensitive PFE of strain gages and sensors are offered. It is considered an alternative method of an assessment of fractal dimension of fractal and quasifracal sets.

Keywords: percolation-fractal environment; ultra-sensitive load cells; The clipping cluster; critical percolation; fractal dimension.

Перколяція та фрактали відомі досить давно, але глибоке їх моделювання, теоретичне вивчення та впровадження в технології розпочалося в останній чверті 20 століття і на даний момент лише зростає. Це викликає нестримний інтерес науковців до більш глибокого вивчення перколяційно-фрактальних середовищ, що породжує нові задачі в сучасному матеріалознавстві [1-10].

Перколяція (англ. percolation – фільтрування, протікання) – стрибкоподібне виникнення нових фізичних властивостей при плавному збільшенні вмісту керуючої компоненти.

Фрактал (лат. *fractus* — подрібнений, дробовий) — нерегулярна, самоподібна структура, мала частина якої в довільному збільшенні є подібною до неї самої.

В природі і явище перколяції, і фрактальні об'єкти існували завжди, і вивчали їх досить давно (див. Рон Еглаш «Африканські Фрактали», де наводяться приклади фрактальних геометричних фігур в мистецтві тубільців; також див. Альбрехт Дюрер «Мистецтво художника», 1525), хоча власне термін *фрактал* запропонував Бенуа Мандельброт лише в 1975 році. «Рекурсивну самоподібність» запропонував ще Лейбніц. Карл Верштрасс побудував функцію, скрізь неперервну, але ніде недиференційовану. В 1904 Кох розробив схожу, але більш образну функцію, яка тепер відома, як сніжинки Коха. До розробки теорії фракталів долучились такі відомі науковці, як Георг Кантор, Анрі Пуанкаре, П'єр Фату, Гастон Жюліа, а також згаданий вище Бенуа Мандельброт, що систематизував дослідження фрактальних множин, заклавши потужний фундамент до їх кількісного дослідження та впровадження в техніку [1]. В живій та неживій природі величезна кількість об'єктів мають фрактальну природу – корали, морські зірки, раковини, квіти і рослини, крони дерев, берегові лінії, гірські утворення, сніжинки, хмари, блискавки, тріщини, кордони географічних об'єктів і багато інших. Множина Кантора, килим Серпинського, Крива Коха, крива Пеано, траєкторія броунівського руху – відомі теоретичні моделі фрактальних множин.

Теоретичні та експериментальні дослідження [1–10] показали надзвичайну перспективність застосування перколяційно-фрактальних систем в сучасному матеріалознавстві та нанотехнологіях. Наразі виникла необхідність створення аналітичної моделі поведінки перколяційно-фрактальних середовищ. Використання перколяційних та фрактальних уявлень дає можливість створити моделі для нового рівня прогнозування критичних явищ в різних галузях фізики, біології, механіки та інших науках.

Розроблено комплекс алгоритмів та програм на мові програмування C++ та в середовищі Excel для кількісного аналізу перколяційно-фрактальних середовищ, що дозволяє моделювати виникнення перколяції на двох- та трьохмірних як в метричних, так і фрактальних множинах.

В усіх випадках використовувалося декартове розбиття області. Підобласті заповнюються за допомогою генератора випадкових чисел. Методом статистичного моделювання на базі 100-, 1000- та 10000-разового повторення проводився статистичні розіграші виникнення з'єднуючого кластера, як функції розмірів області $L \times L$, рівня фрактальності простору (покоління фрактала) j та ймовірності $W(P)$ заповнення ґратки компонентою X в компоненті Y або навпаки.

Основні результати наших досліджень:

1. Комп'ютерне моделювання явищ перколяції на кінцевомірних областях дозволило отримати ймовірність виникнення з'єднуючого кластера (рис.1)

$$W(P) = \frac{1}{1 + \exp(L(P_* - P))} \quad (1)$$

де P_* - значення критичної ймовірності, L – розмір всієї області. Вірогідність такої статистики – не гірша 0,96.

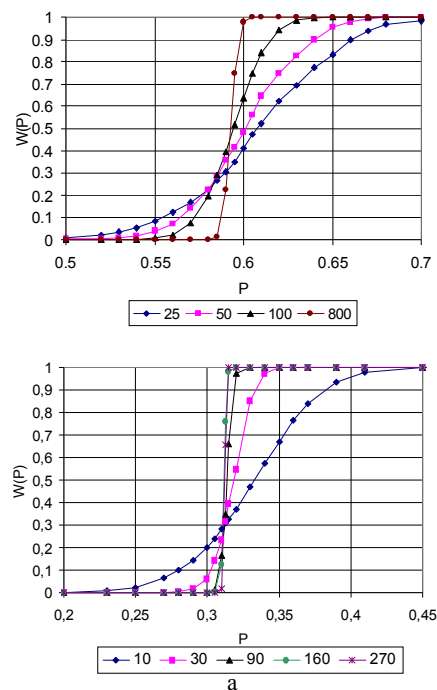


Рис. 1. Залежність критичної ймовірності від ймовірності заповнення середовища для плоских моделей $L \times L$ (а), і для об'ємних $L \times L \times L$ (б).

При цьому, як видно з рис.1, лише при $L \rightarrow \infty$ ймовірність з'єднуючого кластера наближається до ступінчастої. При цьому P_* також залежить від розмірів кінцевомірної моделі. Поріг перколяції P_* визначається як така ймовірність p , при якій з'являється перший нескінченний кластер на нескінченній ґратці. Однак для кінцевої ґратки зі стороною L , завжди існує ненульова ймовірність того, що буде з'являтися кластер, що зв'яже одну сторону ґратки з іншою навіть при $p \ll P_*$.

2. Наведено результати статистичного моделювання ймовірності виникнення з'єднуючих кластерів на фрактальних та квазіфрактальних множинах (рис.2)

Виявлено, що інтегральні гістограми виникнення з'єднуючого кластера значною мірою залежать від рівня покоління фрактала j килима Серпинського, залишаючись при цьому близькими до розподілу (1). При цьому були виявлені наступні закономірності:

- критична ймовірність P_* зростає при збільшенні рівня фрактальності (покоління) j (рис. 2);
- зростає розсіювання від $P_*(L)$ при $j = \text{const}$;
- зростає розсіювання P_* від j (рис. 2);

$P_*(L)$ для різних j спадає зі збільшенням L та утворює квазіпучок (2).

В результаті статистичного моделювання для килима Серпинського різних поколінь нами отримано:

$$\begin{aligned}
 P_* &= 0,59 - 0,00002 * L; j = 0 \\
 P_* &= 0,6127 - 0,00008 * L; j = 1 \\
 P_* &= 0,6513 - 0,00032 * L; j = 2 \\
 P_* &= 0,7214 - 0,0005 * L; j = 3
 \end{aligned}
 \tag{2}$$

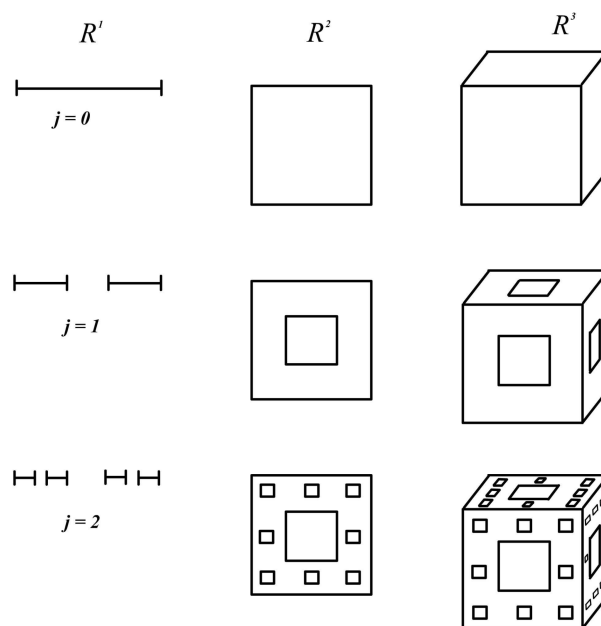


Рис. 2. Множина Кантора та її 2D (килим Серпинського) та 3D (губка Серпинського) варіанти

3. Вперше показана можливість оцінити критичну перколяцію P_* , як функцію розмірності простору D :

$$P_* = 1 - \ln \frac{D+1}{2}
 \tag{3}$$

Виявлення залежності (3) дозволило запропонувати альтернативний метод визначення фрактальної розмірності фракталів та особливо – квазіфракталів. Для цього на заданій області методами статистичних розіграшів (при декартовому розбитті) визначається P_* та за допомогою (3) визначається D .

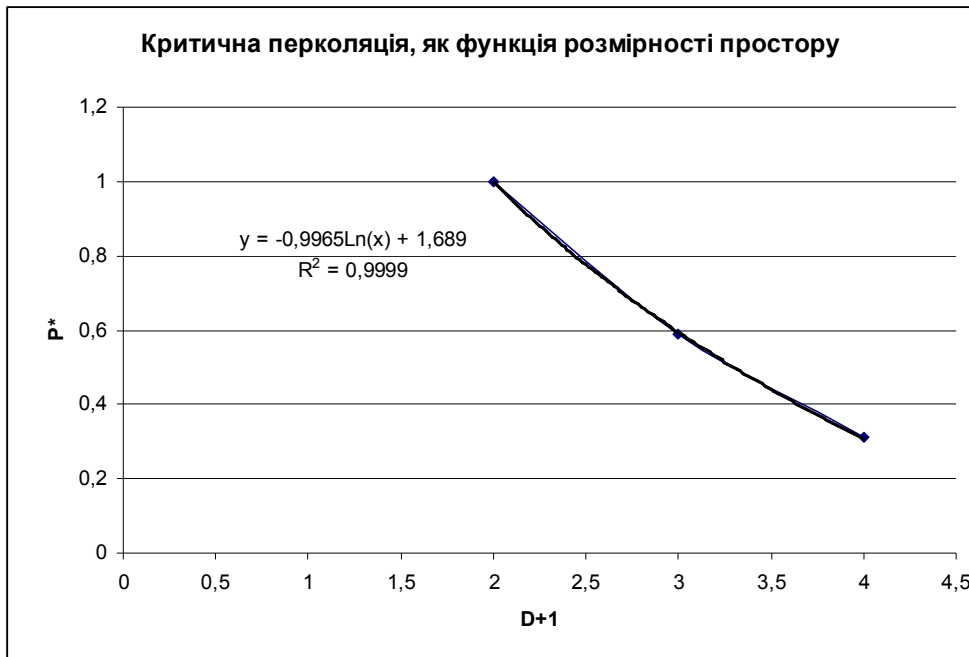


Рис. 3. Залежність критичної перколяції від розмірності простору (вузли, декартове розбиття)

4. Отримано в загальному випадку кількість перколяційних кластерів m , що можна побудувати з n елементів в просторі розмірністю D

$$m = D^{n-1} - (D-1)^{n-1} (n-1) + (D-1)^{n-3} (D-2) (n-2) \quad (4)$$

5. Започатковано велику програму експериментально-теоретичних досліджень деформованих перколяційно-фрактальних середовищ.

Широке застосування в задачах тензометрії знайшли провідникові, фольгові та плівкові тензодатчики опору. Але малі значення вимірюваних деформацій та переміщень, низька чутливість та необхідність підсилення вихідного сигналу накладають ряд обмежень на використання датчиків даного типу.

Як відомо, електричний опір суцільного середовища

$$R = \frac{\rho \cdot l}{S}, \quad (5)$$

де ρ - питомий опір, l , S – довжина та площа провідника.

Для тензодатчика опору ($l \gg d$) це дає:

$$R_\varepsilon / R = (1 + \varepsilon) \dots (1 + 2\varepsilon), \quad (6)$$

де ε - деформація. При $\varepsilon_{\max} < 5\%$ це дає максимально можливе значення зміни вимірюваної величини лише в 1,1 раза, що й викликає вказані вище недоліки.

Показано, що досить значний прорив як з теоретичної, так і з практичної точок зору може бути досягнуто в даній проблемі, якщо чутливий елемент перетворювача виготовляти із перколяційних або перколяційно-фрактальних середовищ.

Наприклад, запропоновано перетворювач, що складається з еластичної підкладки необхідних розмірів, на яку тонким шаром наноситься та закріплюється (приклеюється) двокомпонентна перколяційно-фрактальна суміш не взаємодіючих (квазіне взаємодіючих) мікрочастинок типу "провідник-діелектрик", причому концентрація провідникової компоненти P більше критичної концентрації P^* (для плоскої перколяції $P^* = 0,59$).

У недеформованому стані підкладки опір датчика можна оцінити, як:

$$\frac{R_p}{R_0} = \left[\frac{1 - P^*}{P - P^*} \right]^v \quad (7)$$

Як буде вести себе перколяційна система, коли підкладку деформувати? Очевидно, при деформації змінюється площа підкладки, що призводить до зміни (перенормування) ефективного значення концентрації P провідникової компоненти (збільшення площі при деформації підкладки при $P = const$ призведе до зменшення провідникової та збільшення діелектричної концентрації).

Тоді, при деформації підкладки в наближенні квазіневзаємодіючих мікрочастинок, залежність опору від концентрації провідникової компоненти та величини деформації матиме вигляд:

$$\frac{R_\varepsilon}{R_0} = \left[\frac{1 - P^*}{\frac{P}{(1 + \varepsilon)(1 - \mu\varepsilon)} - P^*} \right]^v, \quad (8)$$

де R_0 та R_ε, R_0 – електричний опір перетворювача в деформованому та недеформованому стані відповідно, ε – деформація підкладки, μ – коефіцієнт Пуассона матеріалу підкладки, v – критичний індекс перколяційної системи (для двомірної перколяції $v \sim 0,5$).

На основі (3), (7), (8) побудовано методологію конструювання суперчутливих тензодатчиків та сенсорів, оскільки (8) – гіперболічного типу, і при значеннях P , близьких до P^* дозволяє отримати $R_\varepsilon / R_0 \approx 100 \dots 1000$.

Деформований перколяційно-фрактальний матеріал можливо використовувати як:

- модельний об'єкт дослідження деформацій;
- матеріал для нагрівачів з будь-якою динамічно керованою конфігурацією температурного поля;
- матеріал для супертензодатчиків та для дослідження деформацій будь-якої чутливості;
- композитний матеріал для виготовлення надлегких електропровідних систем тощо.

Висновки.

1. Статистичні методи моделювання деформованих перколяційних систем дозволили отримати інженерні залежності для оцінки фізичних властивостей кінцевомірних перколяційно-фрактальних середовищ в ймовірнісній постановці.
2. Запропонована методологія конструювання та розрахунку надчутливих перколяційно-фрактальних супертензодатчиків та сенсорів.
3. Запропоновано альтернативний метод визначення фрактальної розмірності квазіфракталів через статистичне моделювання на них ймовірності виникнення з'єднуючого кластера..

1. Мандельброт Б. Фрактальная геометрия природы. – Ижевск: ИКИ, 2010. – 656 с.
2. Гринченко В. Т., Мацыпура В. Т., Снарский А. А. Фракталы: от удивления к рабочему инструменту. — К.: Наукова думка, 2013. – 270 с.
3. Кроновер Р. М. Фракталы и хаос в динамических системах. — М.: Техносфера, 2006. — 488 с.
4. Федер Е. Фракталы. – М.: Мир, 1991. – 254 с.
5. Шредер М. Фракталы, хаос, степенные законы. — Ижевск: РХД, 2005. – 528 с.
6. Falconer K. Fractal Geometry: Mathematical Foundations and Applications. — Wiley, 2003.
7. Тарасевич Ю. Ю. Перколяция: теория, приложения, алгоритмы: Учебное пособие – М.: Едиториал УРСС, 2002. – 112 с.
8. D.Stauffer and A.Aharony, Introduction to Percolation Theory, Taylor and Fransis, London, 1994.
9. A.Bunde, S.Havlin, Percolation I (pp. 51-95), Percolation II (pp. 97-149), in: Fractals and disordered systems, eds. A.Bunde, S.Havlin, Springer, Berlin, 1996.
10. Грабар І.Г., Грабар О.І., Гутніченко О.А., Кубрак Ю.О. Перколяційно-фрактальні матеріали. – Житомир. – ЖДТУ. – 2007. – 354 с.

Стаття надійшла до редакції 15.04.2015.

УДК 539.20

Грабар І.Г.*Житомирський національний агроєкологічний університет***ПРИСКОРЕНЕ ПРОГНОЗУВАННЯ ТРИВАЛОЇ МІЦНОСТІ ТА УНІВЕРСАЛЬНА ДІАГРАМА ПРОФЕСОРА ГРАБАРА**

На основі запропонованої синергетичної моделі руйнування отримано співвідношення для оцінки тривалої міцності в широкому діапазоні експлуатаційних режимів металічних матеріалів. Показано, що універсальна діаграма професора Грабара не тільки скорочує процес прогнозування ресурсу до кількох хвилин, а й дозволяє частково компенсувати катастрофічно низьку математичну підготовку студентів інженерних спеціальностей.

Ключові слова: тривала міцність, енергія активації, наближення Ейнштейна-Дебая; універсальна діаграма професора Грабара

И. Г. Грабар**УСКОРЕННОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ И УНИВЕРСАЛЬНАЯ ДИАГРАММА ПРОФЕССОРА ГРАБАРА**

На основе предложенной синергетической модели разрушения получены соотношения для оценки длительной прочности металлических материалов в широких диапазонах эксплуатационных режимов. Показано, что универсальная диаграмма профессора Грабара не только сокращает процесс прогнозирования ресурса до нескольких минут, но и позволяет частично компенсировать катастрофически низкую математическую подготовку студентов инженерных специальностей.

Ключевые слова: длительная прочность, энергия активации, приближение Эйнштейна-Дебая; универсальная диаграмма профессора Грабаря

I. G. Grabar**THE ACCELERATED FORECASTING OF LONG DURABILITY AND THE UNIVERSAL CHART OF PROFESSOR GRABAR**

On the basis of the offered synergetic model of destruction ratios for an assessment of long durability of metal materials in the wide ranges of the operational modes are received. It is shown that the universal chart of professor Grabar not only reduces process of forecasting of a resource about several minutes, but also allows to compensate partially catastrophically low mathematical training of students of engineering specialties.

Keywords: long durability, activation energy, Einstein-Debye approximation; Professor Grabar universal chart

Стрімке зростання продуктивності та потужності технологічних, транспортних, енергетичних машин різко підвищує актуальність задачі прогнозування їх ресурсу. В той же час вирішення цієї проблеми, крім відомих наукових складностей, пов'язано з цілою низкою економічних, соціальних, педагогічних та інших проблем (рис. 1)

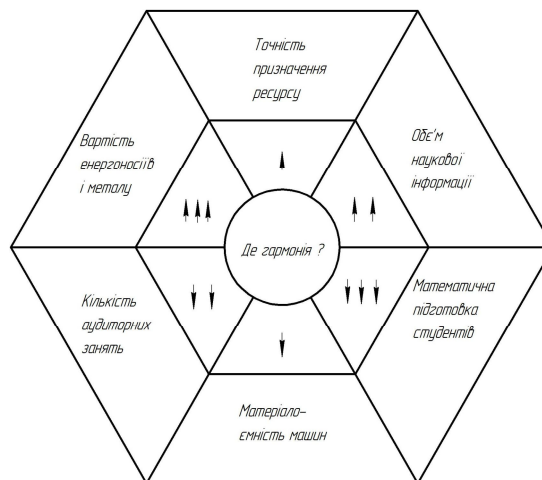


Рис. 1.

Чи можливий вихід із зачарованого кола рис.1? Принаймні, чи можна готувати інженера-механіка, гарного спеціаліста, що оволодіє хоча б розрахунками за елементарними критеріями

опору матеріалів, не кажучи вже про надійність і ресурс, при тому катастрофічному стані математичної підготовки, з якою приходять випускник середньої школи на перший курс інженерного ВНЗ (↓↓↓ на рис.1). Чи можна взагалі при такій низькій математичній підготовці говорити серйозно про інженерну підготовку? Чи компенсує комп'ютер незнання математики, фізики, теоретичної механіки, опору матеріалів? Чи в змозі це все компенсувати педагогічна майстерність? Тим більше – на фоні різкого зменшення аудиторних занять і збільшенні обсягів інформації, що необхідно засвоїти майбутньому інженеру...

Розберемо детальніше цей клубок протиріч на прикладі експрес-прогнозу тривалої міцності металічних матеріалів. Наприклад, в умовах стаціонарного навантаження, коли час до руйнування гарно описується стаціонарним рівнянням С.М.Журкова [1]:

$$\tau = \tau_0 \exp \frac{U_0 - \gamma \sigma}{kT} \quad (1)$$

Великою проблемою застосування (1) є названа вище математична підготовка студентів (вірніше – її відсутність) – дуже часто студент не може скористатись формулою (принаймні – без помилок), а також наукова проблема - необхідність для кожного нового матеріалу (чи навіть при зміні структури, термообробки, радіаційного навантаження тощо відомого матеріалу) експериментального визначення енергії активації U_0 та активаційного об'єму γ . А це – рік високовартісних експериментальних досліджень на базі 5-10 тисяч годин, що є і занадто дорого, і ринок так довго чекати не хоче, оскільки ресурс – категорія ринкова!

Раніше нами [2] для металічних матеріалів побудовано синергетичну модель руйнування, на основі якої для ОЦК і ГЦК металів і їх сплавів в умовах автоматичного підпростору стану матеріалу отримано співвідношення для оцінки енергії активації :

$$U_0 \cong kT_s \ln \frac{[1]}{\tau_0} \quad (2)$$

Формулу (2) можна привести до хороших інженерних співвідношень – наближення Ейнштейна (3) та наближення Дебая (4):

$$U_0 = kT_s \ln \left(\frac{1}{2\pi a_0} \sqrt{\frac{rE}{\rho}} \right) \quad (3)$$

$$U_0 = kT_s \ln \left(\frac{k\theta_d}{h} \right) \quad (4)$$

де E і a_0 – рівноважні значення модуля пружності і постійної ґратки; k – постійна Больцмана;

T_s – температура плавлення; r – кількість атомів в елементарній ґратці ($r = 2$ для ОЦК і $r = 4$ для ГЦК кристалів); ρ – густина; θ_d – температура Дебая.

Значення енергії активації (2) – (4) для ОЦК та ГЦК металів та їх сплавів гарно співпадає з експериментальними даними (таблиця 1 та таблиця 2):

Таблиця 1. Теоретичні та експериментальні значення енергії активації ОЦК і ГЦК металів

Метал	Енергія активації, кДж/моль		
	Наближення Ейнштейна (3)	Наближення Дебая (4)	Експеримент [1]
1 Молібден	689,3	713,7	711,4
2 Ніобій	642,0	669,5	628,0
3 Ванадій	512,9	534,6	540,1
4 Платина	472,3	496,5	502,4...607,1
5 Залізо	431,4	448,0	418,7...502,4
6 Нікель	407,7	426,0	364,3
7 Мідь	317,2	332,7	339,1
8 Срібло	284,3	298,9	259,6
9 Алюміній	219,8	230,7	209,3...221,9
10 Свинець	133,3	141,1	175,8

В таблиці 2 наведені експериментальні значення відхилення енергії активації, тоді як формули (3) – (4) дають для заданих змін параметрів вказаних сплавів

$$\left| \frac{\Delta U_0}{U_0} \right| \leq \pm 1,6\% \quad (5)$$

Таблиця 2. Експериментальні значення відхилення енергії активації при випробуваннях на тривалу міцність зразків із алюмінію

№ з/п	Змінний параметр	Границі зміни	Відхилення енергії активації $\frac{\Delta U_0}{U_0} \cdot 100\%$ [1]
1	Домішки міді	0...4 %	$\leq 4\%$
2	Домішки магнію	0...4%	$\leq 4\%$
3	Домішки цинку	0...10%	$\leq 2\%$
4	Зміни орієнтування монокристалів	[111]...[100]	$\leq 2\%$
5	Відпал	573 К...873 К	$\leq 5\%$
6	Прокатка без відпалу	0...90%	$\leq 1\%$
7	Нейтронне опромінення	0...10 ²⁷ іон/м ²	$\leq 8\%$

Отримані співвідношення (2) – (4) дозволяють постановку цілого ряду нових задач. Так, з (2) – (4) при наявності бодай однієї кривої короточасної міцності в даному структурному стані матеріалу та при заданих експлуатаційних режимах температурно-силового навантаження отримано наближення для оцінки другого параметра формули Журкова – активаційний об'єм:

$$\gamma = \frac{U_0 - kT \ln \frac{\delta}{\varepsilon \tau_0}}{\sigma_e (1 + \delta) r} \quad (6)$$

Таким чином, рік експериментальних досліджень досить коректно вдалося скоротити до кількох годин. Більше того, (1) – (5) дозволяють побудувати замкнену нелінійну систему інтегро-алгебраїчних рівнянь, спільний розв'язок якої дає можливість звести задачу експрес-прогнозування тривалої міцності до безрозмірних координат «відносна температура – відносні

напруги» ($z = \frac{T_{експл}}{T_S}$ – $\varphi = \frac{\sigma_{експл}}{\sigma_B}$) та побудувати узагальнену універсальну діаграму

проф. Грабара – єдину для всіх ОЦК та ГЦК металів та їх сплавів, чого до сих пір не вдавалося нікому.

Синергетична модель руйнування передбачає фазово-амплітудну синхронізацію коливань групи атомів в активованому об'ємі під дією зовнішнього температурно-силового навантаження, аналогічну фазовому переходу по лазерній схемі в стохастичній нелінійній нерівно вісній системі. При цьому елементарний акт руйнування розглядається як колективний синхронізований стрибок цієї групи атомів через знижений зовнішнім температурно-силовим навантаженням потенційний бар'єр. Цей постулат підтверджується не лише гарним співпадінням з експериментальними даними теоретичних оцінок енергії активації та її відхилень, а й співпадіння термоактиваційних параметрів елементарної події (руйнування монокристалічного атома) та макрозразка, можливість теоретичної оцінки кванта руйнування, енергетичної еквівалентності теплового та механічного руйнування тощо, про що детальніше буде повідомлено в доповіді.

Наявність універсальної діаграми (рис.2) дає можливість визначити ресурс на стадії проектування конструкції за 1-2 хвилин, при цьому майже знімаючи проблему катастрофічно низької математичної підготовки в студентів інженерних спеціальностей університетів.

$$\varphi = \frac{\sigma_{експл}}{\sigma_B}$$

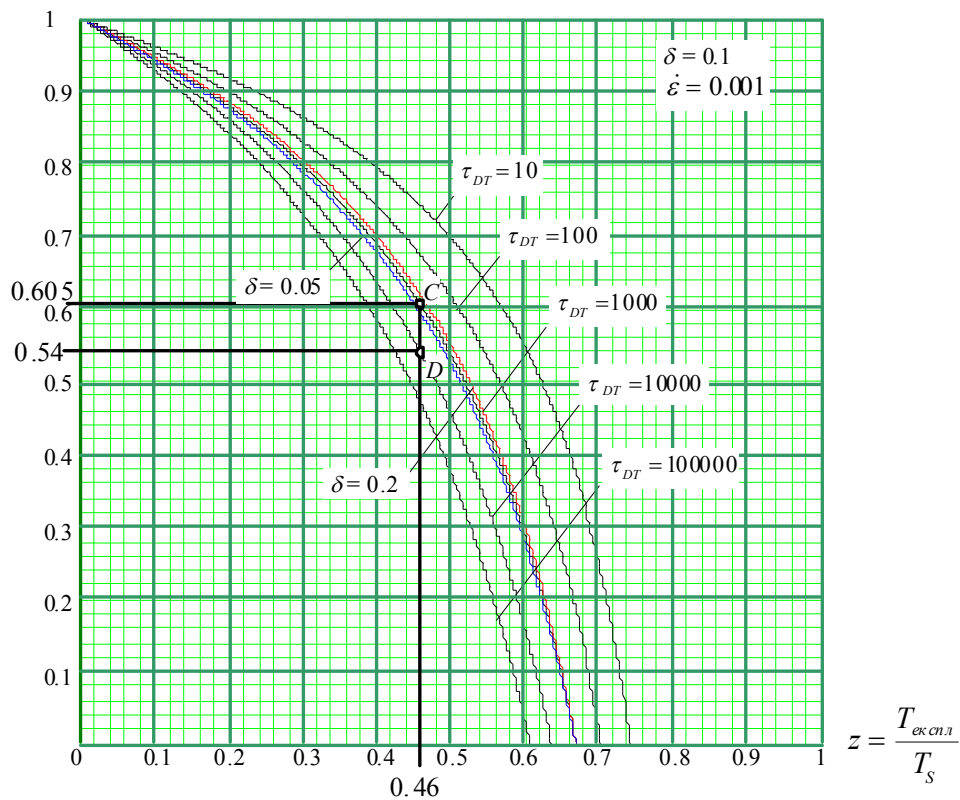


Рис.2. Універсальна діаграма проф.Грабара

1. Регель В. Р., Слущер А. И., Томашевский Э. Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука. 1974. – 512 с.
2. Грабар І. Г. Термоактиваційний аналіз та синергетика руйнування. – Житомир: ЖПІ. – 2002. – 356 с.
3. Грабар І. Г. Вісник ЖНАЕУ. - №2 (45), т.2, ч.ІІ. – 2014. – С. 22-29.

Стаття надійшла до редакції 15.04.2015.

Н. С. Григор'єва

Луцький національний технічний університет

ТЕХНИКО-ЕКОНОМІЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ МОДУЛЬНОГО ГНУЧКОГО АВТОМАТИЧНОГО СКЛАДАННЯ

Розроблена методика застосування гнучкого модульного складання, яка полягає у обґрунтуванні використання модульної системи організації виробництва. Її стержнем є модуль і утворений модульний процес з використанням переналаджуваного модульного обладнання та оснащення. Економічне обґрунтування проводиться на підставі якісного та кількісного аналізу порівняльної економічності варіантів.

Ключові слова: модульне складання, модуль, ефективність, переналаджування.

Мал. 1. Форм. 9. Літ. 5.

Н. С. Григорьева

ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МОДУЛЬНОЙ ГИБКОЙ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СБОРКИ

Разработана методика применения гибкой модульной сборки, которая состоит в обосновании использования модульной системы организации производства. Ее стержнем является модуль и образованный модульный процесс с использованием перенастраиваемого модульного оборудования и оснастки. Экономическое обоснование проводится на основе качественного и количественного анализа сравнительной экономичности вариантов.

Ключевые слова: модульная сборка, модуль, эффективность, переналадка.

Рис. 1. Форм. 9. Лит. 5.

N. Grigorieva

TECHNICAL AND ECONOMIC EFFICIENCY MODULE FLEXIBLE OF AUTOMATIC ASSEMBLING

Developed a technique for applying a flexible, modular addition, which is ground of the modular system of organization of production. Its stem is a module and modular process using realignment modular equipment and tooling. The economic ground is based on a qualitative and quantitative comparative analysis of cost effectiveness of variants.

Keywords: modular assembly, module, efficiency, readjust

Fig. 1. Forms. 9. Lit. 5

Техніко-економічна ефективність гнучкого автоматичного модульного складання різних виробів, як відомо, розраховується за критерієм приведених витрат за методикою [1]. В якості техніко-економічного критерію можуть бути прийняті відомі функції

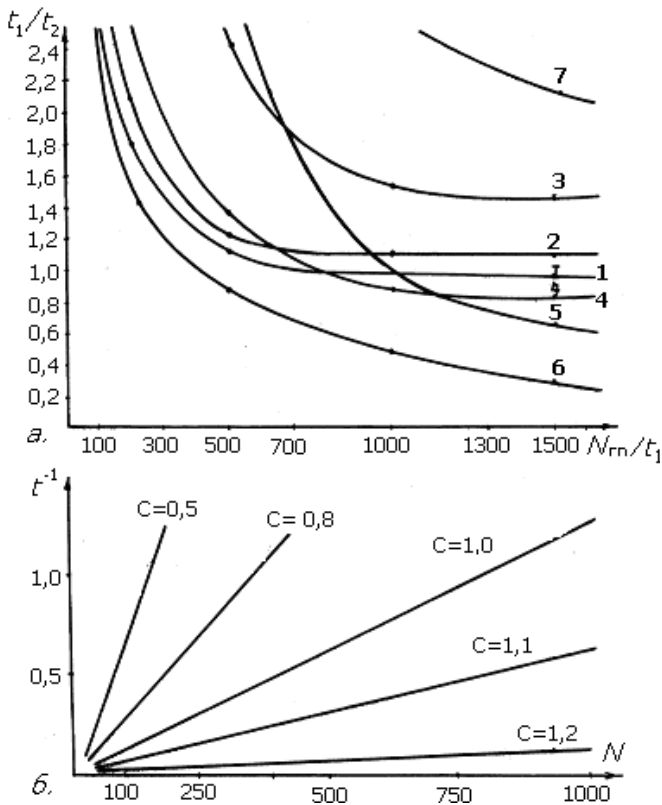
$$P_T = NT_{\text{екс}} / [C_M + T_{\text{екс}} (C_{ME} + C_{OH})] \rightarrow \max, \quad (1)$$

де N - річна програма складання виробу; $T_{\text{екс}}$ - термін експлуатації; C_M - сумарні одночасові витрати минулої праці на проектування та виготовлення переналаджуваного модульного складального обладнання; C_{ME} - сумарні біжучі витрати минулої праці на енергію, інструмент, технічне обслуговування; C_{OH} - сумарні витрати по заробітній платі операторів і наладчиків; P_T - продуктивність. При розрахунках техніко-економічного ефекту виходиться з критерію економічної оптимальності, по якій можна судити про порівняльну економічну доцільність застосування різних варіантів переналаджуваного модульного складального обладнання.

Економічне обґрунтування проводиться на підставі якісного та кількісного аналізу порівняльної економічності варіантів. На початку встановлюються початкові умови, вхідні, вихідні змінні та обмеження. Визначення чисельних значень керованих змінних, при яких цільова функція мети приймає значення і є суттю оптимізаційного завдання. В інституті кібернетики Білорусії розпрацьована методика багатокрокового проектування оптимальних за собівартістю технологічних процесів і обладнання, яка зводиться до вирішення складних економічних задач з використанням теорії графів [2]. Визначення економічної доцільності застосування різних типів переналаджуваного модульного складального обладнання рекомендується проводити за приведеними витратами циклу [1]

$$P_y = C_T + (E_H K t_{\text{ск}}) / \Phi, \quad (2)$$

де C_T - технологічна собівартість модульного складання; E_H - нормативний коефіцієнт ефективності; K - вартість переналаджуваного обладнання; Φ - фонд часу роботи обладнання; $t_{ск}$ - штучний час.



Мал. 1. Межі ефективного використання переналаджуваного модульного обладнання різних типів (а) та економічно доцільного використання його при постійному співвідношенні

використання стає економічно узasadнене при серії виробів 350...900 шт., а адаптивних лише 120 шт. Використання спеціального складального обладнання в цих умовах цілком неефективне (крива 7). При більших програмах гнучкого модульного складання попередньо можна вважати ефективним застосування складального робота (крива 5) і більш складного обладнання, котре має більшу вартість основної частини (складальних модулів), модуля управління та переналадження (крива 6). Таке обладнання є більш гнучким і може використовуватися в складальних центрах. Решта наведених кривих можуть видозмінюватися при накладанні додаткових обмежень (1, 2, 3, 4).

Графіки економічно доцільного використання переналаджуваного модульного складального обладнання зі змінними налагодками і програмним управлінням для варіанту 1 при постійній відносній продуктивності наведені на мал. 1 б. З збільшенням відносної продуктивності гнучкого складання росте гранична програма складаних виробів. Так при $t_{um}^{-1} = 1$ і $c = 1$, гранична програма випуску виробів, при якій рівнозначне використання технологічного обладнання різновидів виробів біля 830 шт.

Для встановлення технологічного процесу гнучкого складання виробів, операцій переналадження з заданим рівнем витрат використовується опрацьована методика та алгоритм формування потрібного рівня показників якості, наприклад, точності, надійності та продуктивності на підставі теорії графів. Вершини такого орграфу відповідають модульним переходам процесу гнучкого складання, переналадження чи деталям, окремим елементам, які творять конструкційний модуль, а дуги - витратам, що супроводять такий вибір. В основі графа лежать функціональні залежності елементів процесу гнучкого складання, переналадження чи конструкції. Для рішення використаний вичерпний пошук: розширення рішення до того моменту, коли це можливо, і коли його не можна розширити, повернення до нього зі спробою зробити інший вибір на самому близькому етапі де є така можливість. Математична постановка завдання

На мал. 1 а наведені графіки, які показують межі економічно доцільного використання різних типів переналаджуваного модульного складального обладнання при зміні часу гнучкого складання та кількості складаних виробів. Характер представлених кривих в значній мірі визначається вартісними показниками, конкретні величини яких надають різне зміщення та розтяжку гіперболам. Знаючи відносну продуктивність модульного гнучкого автоматичного складання, можна встановити граничну програму складання, при якій економічно доцільно застосувати різні типи переналаджуваного модульного складального обладнання. Прикладово, при відносній продуктивності 1,6, відповідно річні витрати часу гнучкого автоматичного складання складають по прийнятим варіантам 275, 330, 900 і 400 годин. При часі гнучкого складання рівному 1 хв., гранична програма, при якій доцільне застосування переналаджуваного модульного складального обладнання за третім варіантом складе 900 шт. При більшій програмі складання доцільніше застосування переналаджуваного модульного складального обладнання зі змінними налагодками. При їх вартості до 900 доларів

полягає в тому, що заданий зважений ациклічний оргграф, в якому необхідно визначити всі шляхи заданої довжини, які ведуть з початкової вершини в кінцеву.

Технологічна собівартість гнучкого автоматичного модульного складання з одного боку впливає на конкурентоспроможність складаних виробів, а з другого - є показником технологічності їх конструкції і показує супроводжуючі витрати гнучкого модульного складального виробництва по їх виготовленню. Собівартість залежить від багатьох чинників, основними з яких вважаються: конструкційна складність виробу, розміри, вимоги, що до нього пред'являються, якість і кількість, технологія модульного гнучкого складання, переналагоджуване складальне обладнання та оснащення, його показники якості, складність процесу переналагодження, стабільність, режими гнучкого складання, організація модульного складання, тощо.

При класичному підході структура технологічної собівартості усередненого об'єкта має бути рівноважною (мал. 2). В залежності від конструкції складаного виробу, особливостей виробництва, ситуації в країні-виробнику спостерігається деяка деформація складових

$$C_T = M + Z + H, \quad (3)$$



Мал. 2. Усереднена структура технологічної собівартості виробу

де M - вартість матеріалів; Z - заробітна плата основних і допоміжних робітників з відповідними нарахуваннями; H - накладні видатки. Стрілками показані напрямки збільшення вартості матеріалів і накладних видатків, зменшення заробітної плати. Так в Україні, як і інших країнах СНД, спостерігається перекид в напрямку зменшення заробітної плати, що дуже цікаве для інвесторів, збільшення вартості матеріалів навіть у порівнянні з Заходом і збільшення накладних видатків для покриття низької організації виробництва. Розрахунок складових формули (3) проводиться за відомими виразами [1,2] з різною їх точністю. Оскільки при автоматичному складанні виробів основні матеріали відсутні, то враховуються лише допоміжні, а цехові накладні видатки беруться як віднесені до гнучкого модульного технологічного процесу чи технологічного модуля

$$C_{T.Скл} = M_0 + Z + A + H_u, \quad (4)$$

де M_0 - вартість допоміжних матеріалів; A - амортизація переналагоджуваного модульного обладнання з оснащенням; H_u - цехові накладні видатки без врахування собівартості, віднесеної до одного модуля, модульної операції чи цілого процесу.

В розгорнутому вигляді цей вираз для технологічної модульної операції представляється по аналогії [2] як

$$C_{TMO} = \frac{Z_{зод} t_{ум}}{60} + \frac{A_o \Pi_{об} t_{ум}}{60 F_p k_{зав}} + \frac{H_z - H_o}{100} \cdot \frac{Z_{зод} t_{ум}}{60} = \frac{t_{ум}}{60} \left[Z_{зод} \left(1 + \frac{H_z - H_o}{100} \right) + \frac{A_o \Pi_{об}}{F_p k_{зав}} \right], \quad (5)$$

де $Z_{зод}$ - годинна заробітна плата; $t_{ум}$ - штучний час виконання модульної операції; A_o - відсоток амортизаційних відрахувань; $\Pi_{об}$ - ціна переналагоджуваного модульного складального обладнання; F_p - річний фактичний фонд часу роботи обладнання; $k_{зав}$ - коефіцієнт завантаження складального обладнання; H_z - відсоток накладних цехових видатків на виробничу заробітну плату; H_o - відсоток до виробничої зарплати статті накладних видатків по амортизації обладнання.

Зменшення технологічної собівартості досягається за рахунок скорочення працемісткості гнучкого складання, зменшення накладних видатків, вартості переналагоджуваного обладнання, збільшення коефіцієнту завантаження обладнання, тощо. Річні приведені витрати, пов'язані з гнучким автоматичним модульним складанням відповідають

$$H_{річ} = A_o + Z + E + E_n (Z_{прог} + K_{обл}), \quad (6)$$

де Z - фонд заробітної плати наладчиків; E - додаткові витрати на електроенергію; $Z_{прог}$ - витрати на розробку програм; E_n - нормативний коефіцієнт капіталовкладень; $K_{обл}$ - вартість переналагоджуваного модульного складального обладнання та оснащення. Кожна з вказаних складових може бути диференційована на менші з метою забезпечення найбільшої адекватності.

При аналітичному вирішенні завдання про економічність варіанту гнучкої модульної технології автоматичного складання та не модульної, як відомо, розраховується технологічна собівартість складання за двома варіантами. Ця ж методика буде придатною і при виборі кращого

варіанту гнучкої модульної технології. Тоді технологічна собівартість варіантів складання визначається за відомим виразом

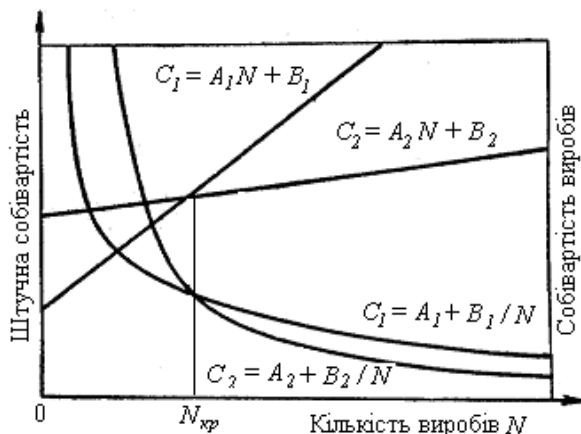
$$C_i = A_i N + B_i, \quad (7)$$

де A_i - постійні витрати на один складальний виріб (технологічне паливо, енергія, допоміжні матеріали, заробітна плата виробничих робітників, витрати на експлуатацію обладнання, тощо); B_i - постійні витрати на річну програму складання (амортизаційні відрахування, відсотки за кредит, орендна плата, зарплата управлінських працівників, адміністративні витрати, тощо); N - річна програма складання виробів. Одержане рівняння можна переписати як

$$C_i = A_i + B_i / N. \quad (8)$$

Розв'язуючи рівняння відносно N при умові рівності $C_i = C_{i+1}$, отримується рівнозначна величина річної програми складання виробів

$$N_p = (A_{i+1} - A_i) / (B_i - B_{i+1}). \quad (9)$$



Мал. 3. Співставлення двох варіантів модульних гнучких технологічних процесів автоматичного складання

Отримані рівняння графічно представлені на мал. 3, що відповідає умовам порівняння і при модульному гнучкому складанні. Якщо запланована програма складання є більшою рівнозначній, то економічно кращим буде варіант 2, оскільки він має меншу технологічну собівартість з-за меншої заробітної плати, матеріалів, тощо. В протилежному випадку випадає кращим варіант 1. В наведеному прикладі $A_i > A_{i+1}$, $B_{i+1} > B_i$. Якщо ж при одному варіанті величини A_i і B_i більші чи менші, ніж при другому, то N_p мала би бути меншою нуля, а це означало би, що один варіант має меншу технологічну собівартість, чим другий незалежно від кількості автоматично складаних вузлів або виробів.

При необхідності вибору кращого варіанту технологічного процесу з більшої їх кількості, допомогти в цьому може знову теорія графів [3] або мереж Петрі. В орграфі, вершини котрого представляють модульні операції, а дуги - їх витрати, шукається мінімальний шлях, тобто вводиться цільова функція технологічної собівартості, яка має бути мінімальною. Ця ж методика може бути використаною при формуванні самої модульної технологічної операції, але вершинами орграфа будуть тоді складальні модульні ходи (як основні, так і допоміжні), переходи, установки, позиції, а дугами - їх витрати. При порівнянні варіантів технологічної собівартості не обов'язково користуватися повною величиною. Доцільно з метою спрощення відкинути однакові складові собівартості за варіантами, а порівняння проводити за різними складовими, користуючись неповною технологічною собівартістю.

Оскільки технологічна собівартість є одним з показників якості, то дослідити вплив на неї формуючих чинників можна за допомогою механізму формування показників якості. На технологічну собівартість впливають виділені окремо конструкційні, технологічні, організаційні та експлуатаційні чинники через свої коефіцієнти впливу, котрі можуть бути розрахованими аналітично або за допомогою кореляційного аналізу [2]. Також на підставі принципу суперпозиції кожний з чинників, що формує технологічну собівартість може розглядатися як лінійна комбінація, в загальному вигляді записуватися матричним рівнянням і визначатися з його рішення. Але оскільки така система є нелінійною, то при вирішенні матричних рівнянь застосовується принцип лінеаризації (заміна нелінійних рівнянь лінійними).

Технологічна собівартість повинна бути підставою для визначення відпускнуої ціни виробу, котра тісно пов'язана з його конкурентоспроможністю. Різницею між вказаними величинами є чистий прибуток, невиробничі витрати, витрати від браку, загальноцехові та загальнозаводські витрати. Очевидно, що для отримання сприятливої ціни виробу вказані складові слід мінімізувати, що в першу чергу забезпечує висока організація виробництва. Слід зауважити, що технологічна собівартість гнучкого модульного складання є лише останнім елементом повної технологічної собівартості виготовлення виробу, куди ще входять собівартості одержання заготовок і самих

деталей, які також слід мінімізувати, хоча в загальному такий підхід не є правильним. Не слід забувати, що, наприклад, можна навіть значно збільшити собівартість виготовлення заготовок при умові, що знизиться собівартість одержання деталей. Тому також допустиме збільшення собівартості виготовлення окремих деталей, наприклад, при їх ускладненні, коли це приводить до зменшення технологічної собівартості їх гнучкого модульного автоматичного складання.

Хоча ціну виробу в умовах ринкової економіки визначає ринок, але в перехідний період, в якому тепер знаходяться всі країни на пострадянському просторі, слід жорстко регламентувати чистий прибуток, уникаючи не узasadненого збагачення. Таке тимчасове регламентування можна досягнути впровадженням нормативного коефіцієнта чистого прибутку для різних виробів і послуг. Ніякі антимонопольні заходи не забезпечать сприятливої ціни виробів або особливо послуг, бо на перше місце висувається максимальне збагачення і використання для досягнення цієї мети змови виробників.

Таким чином, виявлення варіанту модульного процесу гнучкого складання, операції переналагодження чи конструкції модуля, переналагоджуваного модульного обладнання з оснащенням з заданим рівнем витрат може виконуватися на функціональному орграфі. Очевидно цю методику слід застосовувати в комплексі, тобто встановленні всіх головних показників якості. При цьому, один з них, наприклад, надійність або точність, вибирається як оптимізуємий, а решта - встановлюються як обмеження. При такому підході порівняно просто вирішується завдання науково обгрунтованого вибору процесу модульного складання чи модульних конструкцій за заданими техніко-економічними допусками основних показників якості. Переваги комплексного методу очевидні: в його основі закладений аналіз функціональних орграфів взаємозв'язків окремих елементів. Подібність орграфу з фізичною структурою модульної системи дозволяє отримати моделі будь-якого ступеня деталізації, що несуть повну інформацію для аналізу та синтезу, мають більш високу точність у порівнянні з відомими, оскільки значно спрощується наочність перевірки отриманих результатів, мають потенційну можливість застосування для широкого діапазону подібних технологічних і конструкційних завдань [4].

Висновки. Дати оцінку ефективності модульного складання можна за рівнем забезпечення технологічності конструкцій виробів, що випускаються, їх точності та надійності, продуктивності та технологічної собівартості виготовлення, а також величини ефекту.

Технологічна собівартість виробів при їх модульному складанні повинна бути рівноважною, яка крім того, що є показником якості є також показником технологічності конструкції. На підставі принципу суперпозиції кожний з чинників може розглядатися як лінеаризована комбінація і в загальному вигляді записуватися матричним рівнянням і визначатися з його рішення. Тому її значення визначається не лише величиною складових елементів, а також кореляційними зв'язками між ними.

Експериментальні дослідження головних показників якості переналагоджуваного модульного автоматичного складального обладнання з оснащенням підтвердили високу ефективність гнучкого модульного складання. Отримані результати були використані як зворотні зв'язки при розробці гнучких модульних технологічних процесів автоматичного складання, проектуванні переналагоджуваного модульного складального обладнання та оснащення. Їх коефіцієнт технічного використання та готовності за даними дослідно-виробничої експлуатації знаходились в межах 0,712...0,93, продуктивність - 150...350 шт./год. при тривалості переналагодження 60...290 хв. Було розроблено більше 30 різних конструкцій такого обладнання з оснащенням, більшість з яких була виконана на рівні винаходів [5].

1. Великанов К. М. и др. Методика расчета экономической эффективности новой техники. – Л.: Машиностроение, 1985. – 540 с.
2. Пузина К. Ф., Запаснюк А. С. Экономическая эффективность научно-исследовательских и опытно-конструкторских разработок в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1978. – 120 с.
3. Алферова В. В. Математическое обеспечение экономических расчетов с использованием теории графов. – М.: Статистика, 1994. – 218 с.
4. Григор'єва Н. С. Науково-технологічні основи гнучкого модульного автоматичного складання виробів: Монографія. – Луцьк: Надстир'я, 2008. – 520 с.
5. Григор'єва Н. С. і інші. Підвищення ефективності автоматичного складання пластинчатих магнітопроводів. - Луцьк, ЛДТУ, 2004. –137 с.

Стаття прийнята до друку 06.04.2015.

М. І. Даниленко, Ю. М. Подрезов, С. О. Фірстов

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича, Київ, Україна

ВПЛИВ СТУПЕНЮ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРНІ ПЕРЕБУДОВИ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МАЛОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ 20Х

Проаналізовано вплив ступеню пластичної деформації на структурні перебудови та механічні властивості сталі 20Х, продеформованої вальцюванням при кімнатній температурі.

Ключові слова: ступень деформації, дислокаційна структура, міцність, пластичність.

Н. И. Даниленко, Ю. Н. Подрезов, С. А. Фирстов.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕСТРОЙКИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 20Х.

Проанализировано влияние степени пластической деформации на структурные перестройки и механические свойства стали 20Х, прокатанной при комнатной температуре.

Ключевые слова: степень деформации, дислокационная структура, прочность, пластичность.

M. Danylenko, Yu. Podrezov, S. Firstov.

EFFECT OF DEFORMATION DEGREE ON STRUCTURE TRANSFORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOWCARBON STEEL 20X.

Effect of plastic deformation degree on structure transformation and mechanical properties of lowcarbon steel 20X rolled at room temperature have been analyzed.

Key words: the deformation degree, dislocation structure, strength, ductility

Вступ. Деформаційна технологія є однією з найбільш перспективних з точки зору створення наноструктурованих тривимірних виробів промислових розмірів з високим рівнем міцності. Структурні дослідження, що виконані на чистих металах, дозволили отримати узагальнюючу картину структурних перебудов, які відбуваються при пластичній деформації [1]. Встановлений зв'язок між структурними змінами та механічними властивостями деформованих матеріалів дає можливість розкрити фізичну природу деформаційного зміцнення та визначити шляхи створення надміцних матеріалів деформаційного походження [2]. З одного боку такі шляхи пов'язані з оптимізацією існуючих та створенням нових технологічних схем деформування [3], а з іншого – з деформуванням конструкційних сплавів з підвищеною міцністю, що дозволить поєднати структурне зміцнення хімічної природи з дислокаційними механізмами зміцнення [4]. Оскільки найбільш поширеними сплавами конструкційного призначення є вуглецеві сталі, вивчення механізмів структуроутворення в деформованих сталях є актуальною проблемою фізики міцності. Метою даної роботи є дослідження впливу ступеню деформації на еволюцію структури та механічні властивості промислової ферито-перлітної сталі 20Х.

Матеріали та методика. Вихідна структура сталі була отримана шляхом відпаду при температурі 950 С. Аналіз вихідного структурного стану (рис. 1 а, б) вказує на те, що розмір феритних зерен сягає 10 мкм. Перлітні зерна складаються з цементиту та феритних прошарків. Цементит має товщину 250 нм, прошарки фериту – 300 - 500 нм. Цементит формується переважно у вигляді пластин, хоча подекуди зустрічаються кулясті виділення. Вихідні зразки деформувались вальцюванням при кімнатній температурі. Логарифмічна деформація прокатаних зразків визначалась за формулою $\epsilon = \ln(h_p/h_k)$, де h_p та h_k – відповідно, початкова та кінцева висота зразка, яка для досліджених структурних станів сягала значень: 1- 1,51; 2 - 1,21; 3 - 0,82; 4 - 0,43; 5 - 0, 28; 6 - 0,20; 7 - 0,1. Дослідження деформаційної субструктури виконувались методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на мікроскопі JEM-100 СХ. Механічні випробування проводились на універсальній випробувальній машині "Сeramtest" з автоматичною реєстрацією результатів випробувань. Експерименти на одновісний розтяг виконувались на стандартних циліндричних зразка діаметром 3 мм. Напрямок розтягування співпадав з напрямком прокатки. Тестування на одновісне стиснення проводилось на прямокутних зразках 3x3x4,5 мм. Механічні властивості визначались шляхом стиснення зразків в трьох взаємно перпендикулярних напрямках відносно напрямку прокатки. Випробування на тріщиностійкість проводили за методикою трьохточкового згину при рідкому азоті. Тестування на твердість проводили на приладі ПМТ-3 в трьох взаємно перпендикулярних площинах.

Результати досліджень. Деформаційна субструктура досліджена методом ТЕМ. Найбільш характерні структурні стани наведені на рис.1. Деформація зразка до $\epsilon=0,1$ призводить до суттєвого підвищення густини дислокацій у феритних зернах, де формуються дислокаційні скупчення (рис. 1в) та практично не змінює структуру перліту (рис. 1г). Результати структурного аналізу вказують на те, що на початкових етапах прокатки деформуються лише феритні зерна. Це узгоджується з виглядом кривої деформаційного зміцнення. При збільшенні ступеню деформації до $\epsilon=0,2$ структурні зміни спостерігаються як у фериті, так і в перліті. При цьому, структурні перебудови в перліті суттєво відстають від структурних змін, що відбуваються в фериті. У феритних прошарках перліту спостерігаються скупчення дислокацій, у зернах фериту скупчення дислокацій перебудовуються у коміркову структуру (рис. 1д). Характерна розпоросена структура границь комірок та мікродифракція з ознаками тяжів вказують на те, що комірки мають переважно малокуткову розорієнтацію. Розмір комірок становить 0,4 – 0,6 мкм. В феритних прошарках перліту (рис. 1е) спостерігаються перші ознаки дислокаційних скупчень.

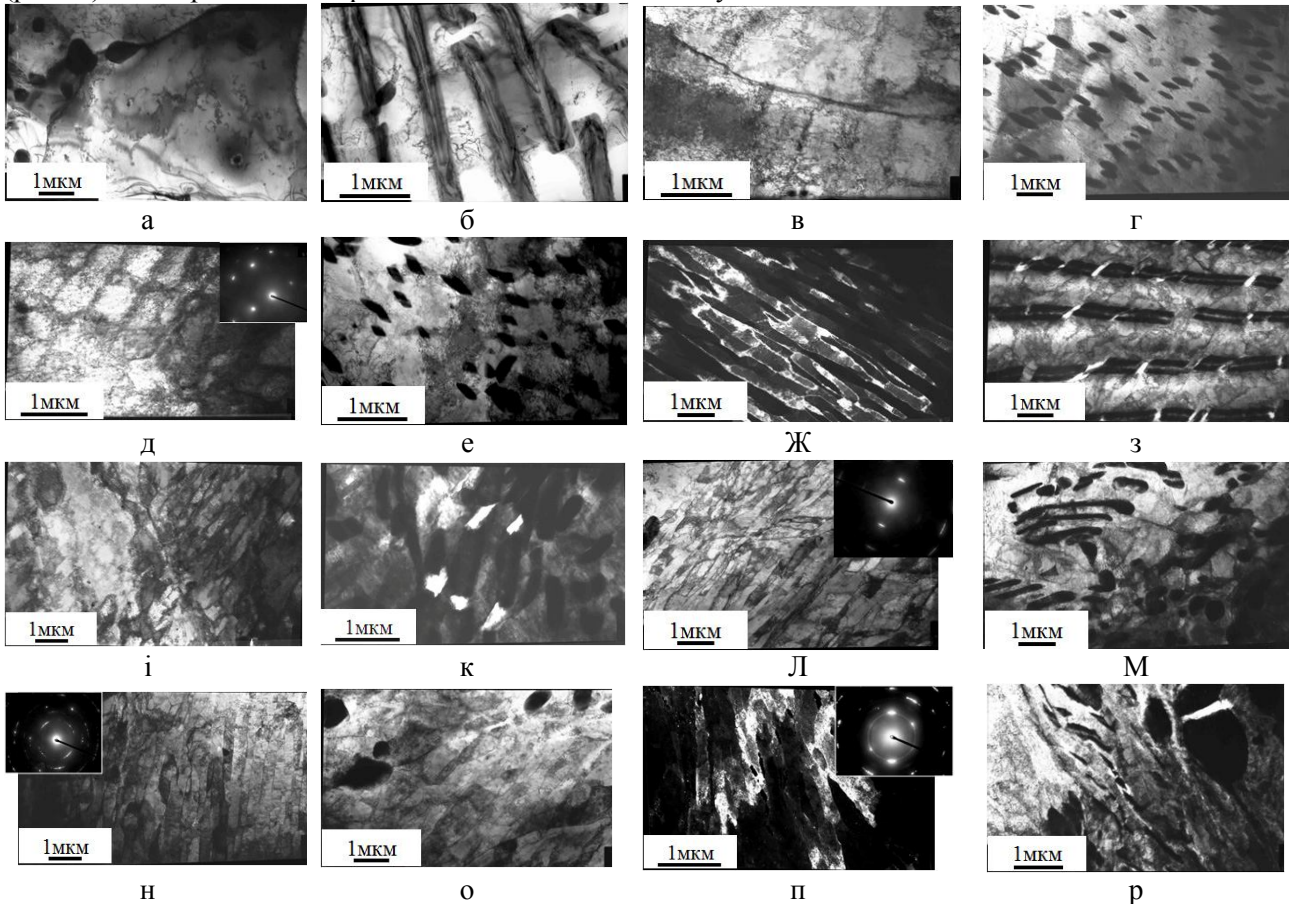


Рис. 1. Структура матеріалу, прокатаного до різних ступенів деформації: $\epsilon = 0$ (а,б); $\epsilon = 0,1$ (в,г); $\epsilon = 0,2$ (д,е); $\epsilon = 0,28$ (ж,з); $\epsilon = 0,43$ (і,к); $\epsilon = 0,82$ (л,м); $\epsilon = 1,21$ (н,о); $\epsilon = 1,51$ (п,р). Знімки а, в, д, ж, і, л, н, п – феритна складова; б, г, е, з, к, м, о, р – перлітна складова

В зразках, прокатаних до $\epsilon=0,28$, деформаційні границі розподілу, які характерні для коміркової структури, з'являються в феритних прошарках перліту (рис. 1з). Концентрація напруження при взаємодії цих новоутворень з цементитом веде до його розтріскування і наступного руйнування цементитних пластин. У феритних зернах формується коміркова структура, наявність розорієнтації в комірках виявляється за допомогою аналізу структури в темному полі (рис. 1ж). При збільшенні деформації до $\epsilon=0,43$ в феритних зернах формується розвинена коміркова структура, розмір якої зменшується до критичного розміру 0,25 мкм (рис. 1і), проте, границі розподілу між комірками залишаються малорозорієнтованими. Про що свідчать тяжі на дифрактограмах. В перлітних зернах також формуються комірки, наявність яких провокує руйнування цементиту через концентрацію напруження (рис. 1к). При деформації зразків до ступеню $\epsilon=0,82$, в феритних зернах починає формуватись розорієнтована коміркова структура. Цьому сприяє ротаційний механізм деформації. Про включення цього механізму свідчать

стрічкоподібні зсувні ділянки (рис. 1л), які можна трактувати як наслідок руху дисклінацій. Проте, слід зазначити, що на дифракціях переважають тяжі, які характерні для мало кутових структур. Довжина тяжів збільшується в порівнянні з менш деформованими матеріалами, що свідчить про збільшення середнього кута розорієнтації. Зміна механізму деформації в фериті зменшує концентрацію напружень в перлітних зернах, де за наявності слабкорозорієнтованих комірок зникають (заліковуються) тріщини в цементиті (рис. 1м). Деформація $\epsilon=1,21$ згідно загальної класифікації може бути віднесена до великої або розвиненої. Для неї характерне формування розорієнтованих коміркової структури. Структурні дослідження підтверджують, що у фериті формуються переважно розорієнтовані комірки з середнім розміром 0,25 мкм (рис. 1н), спостерігаються переважно крапкові дифрактограми, які характерні для нанозерених структур. У перліті коміркова структура еволюціонує повільно і її розвиток суттєво відстає від еволюції структури у феритних зернах (рис. 1о). В найбільш деформованому стані $\epsilon=1,51$ в феритних зернах формується деформаційна наноструктура з висококутовою розорієнтацією, про що свідчать результати темнопольних досліджень (рис. 1п) та точкові мікродифракції. При надвисоких деформаціях у перлітних зернах спостерігаються ознаки ротаційних процесів: формування стрічкоподібних зсувних структур (рис. 1 р), концентрація деформації на яких сприяє розтріскуванню цементиту.

Таким чином, закономірності структуроутворення в малолегованих вуглецевих сталях в значній мірі співпадають з загальними поглядами стосовно впливу ступеню деформації на еволюцію деформаційної структури. Перш за все, це стосується зміни структурних станів у феритних зернах. При цьому повторюється не тільки якісна картина змін, яка добре відома для армко-заліза, але і кількісні значення деформації, що відповідають зміні структурних станів. Зразки, продеформовані до 0,1 та 0,2 слід віднести до хаотичних дислокаційних структур, продеформовані до 0,28 та 0,43 – до слабкорозорієнтованих комірок. Зразки, що продеформовані до деформацій 0,82; 1,21 та 1,51 мають розорієнтовані нанозерна в фериті. Одночасно слід відзначити деякі особливості структуроутворення в деформованих ферито-перлітних сталях. По-перше, структуроутворення в перліті суттєво відстає від структурних змін в феритних зернах. Це можна пояснити, враховуючи, що мікротвердість зерен перліту приблизно на третину вища, ніж в зернах фериту. Виходячи з кривої зміцнення феритної сталі [5] при прикладанні однакового напруження до зразка перлітні зерна почнуть деформуватися при напруженні, яке відповідає пластичній деформації фериту 10-20%. Це відставання залишається на всіх стадіях деформації, що спостерігається в експериментах, проведених методом ТЕМ. По-друге, важливою особливістю структуроутворення в перліті є зародження тріщин в цементиті в структурних станах, при яких скупчення дислокацій в феритних прошарках перліту утворюють концентрацію напружень біля цементитних пластин.

Стадійність структурних змін та відзначені особливості структуроутворення в ферито-перлітних сталях були враховані нами при аналізі впливу ступеня деформації на механічні властивості матеріалу, що визначені за допомогою різних методів тестування.

Умовні та істинні діаграми навантаження деформованих зразків, продеформованих на одинишний розтяг, наведені, відповідно, на рис. 2а та 2б.

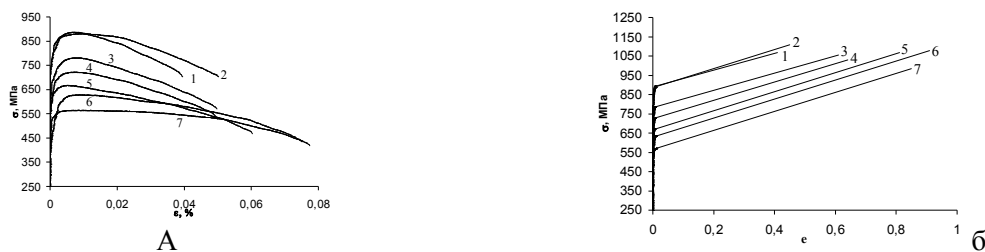


Рис. 2. Умовні (а) та істинні (б) діаграми навантаження при розтязі зразків сталі 20Х прокатаних до різних ступенів деформації: 1- 1,51; 2 - 1,21; 3 - 0,82; 4 - 0,43; 5 - 0, 28; 6 - 0,20; 7 - 0,1

З умовних діаграм розраховані стандартні механічні характеристики: σ_T – границя плинності; σ_B – границя міцності; ψ , % – відносне звуження; $\epsilon_{\text{рівн}}$ – рівномірне подовження; $\epsilon_{\text{заг}}$ –

загальне подовження. З істинних діаграм визначається істинна руйнуюча напруга σ_{pi} , істинна деформація до руйнування ϵ_{fr} , N – коефіцієнт лінійного зміцнення.

Результати випробувань на одновісний розтяг наведені в табл. 1. Результати тестування вказують на те, що границя плинності збільшується з деформацією монотонно, подібно до того, як веде себе істина діаграма навантаження маловуглецевої сталі [5]. Інші характеристики змінюються з деформацією за більш складним законом.

Таблиця 1. Механічні властивості деформованих зразків сталі 20X

№	$\epsilon_{прох}$	σ_T , МПа	σ_B , МПа	σ_{pi} , МПа	ϵ_{fr}	ψ , %	θ , МПа	$\epsilon_{рівн}$, %	$\epsilon_{заг}$, %
1	1,51	849	886	1066,6	0,41	32,8	430,5	0,826	3,95
2	1,21	835	880	1108,4	0,45	36,1	498,9	1,044	5
3	0,82	734	780	1053,9	0,61	46,7	443,8	0,922	4,95
4	0,43	690	721	1030,8	0,64	48,4	480,6	0,883	4,98
5	0,28	651	666	1067,2	0,81	55,9	493,9	0,6707	6
6	0,2	592	628	1078,6	0,91	59,6	493,7	1,149	7,5
7	0,1	552	564	983,9	0,85	57,7	494,4	1,286	7,7

Характер зміни рівномірної деформації $\epsilon_{рівн}$ є немонотонним. Спостерігається зменшення рівномірної деформації в зразках з хаотичною та слабзорозорієнтованою комірковою структурою, при формуванні розорієнтованої структури значення рівномірної деформації збільшується. Така механічна поведінка пов'язана з особливостями реновації джерел дислокацій на стадії мікропластичності. При трансляційному механізмі деформації наявність дислокаційних дефектів збільшує швидкість зміцнення на ділянці мікропластичності, тоді як при необхідності включення ротаційної моди деформації необхідна додаткова стадія мікродеформації з меншим коефіцієнтом зміцнення, де відбувається адаптація до дисклінаційних механізмів попередньої деформації.

Деформація до руйнування зменшуються при збільшенні деформації. Слід зазначити, що характер зміни цього параметру для сталі суттєво відрізняється від поведінки деформованого титану, де ця характеристика є незмінною. До того ж, спостерігаються суттєві відмінності в шийкоутворенні. В титані в момент руйнування шийка формується у вигляді еліпса, довга вісь якого направлена в напрямку стиснення, тоді як у залізі анізотропія шийкоутворення відсутня. Ці відмінності пов'язані з різним механізмом руйнування цих матеріалів: в титані ямкове руйнування спостерігається незалежно від ступеню попередньої деформації, в сталях відбувається розшарування шляхом розтріскування в площині паралельній площині прокатки. Схильність до розтріскування зменшує значення граничної деформації, а наявність переважного напрямку розтріскування компенсує підвищену пластифікацію шийки в цьому напрямку і нівелює умови утворення еліпсу.

Таблиця 2. Значення границі текучості та коефіцієнтів лінійного зміцнення сталі 20X, випробуваної на стиснення в трьох напрямках

Деформація	σ_T , МПа	θ , МПа	σ_T , МПа	θ , МПа	σ_T , МПа	θ , МПа
	x		y		z	
1,51	766	-100	872	-200	878	-180
1,21	675	-250	807	-500	847	-50
0,82	661	-50	741	-250	778	38
0,43	586	-30	688	-80	686	30
0,28	553	58	630	-30	644	72
0,2	537	137	586	104	630	215
0,1	487	282	541	188	616	193
0	345		279		253	

Експерименти на стиснення дозволяють отримати істинні криві зміцнення при прикладенні навантаження в трьох взаємно перпендикулярних напрямках: X – в напрямку прокатки, Z – в площині прокатки, В табл. 3 наведені значення границі текучості та коефіцієнтів лінійного зміцнення сталі 20X, випробуваної на стиснення в трьох напрямках.

Чутливість границі текучості до ступеню деформації як і у випадку розтягнення є монотонною. Значення деформуючої напруги при розтязі та стисненні близькі і не виявляють

наявність SD-ефекту, незважаючи на існування вихідних тріщин. На відміну від границі плинності коефіцієнт лінійного зміцнення суттєво відрізняється в експериментах на розтяг та стиснення. Зменшення коефіцієнта θ із збільшенням ступеню деформації пояснювалось текстурними перебудовами в деформованих зразка і розташуванням найбільш сприятливих площин ковзання в напрямку прокатки. Зазначимо, що в дослідженій сталі 20X в сильно деформованих станах коефіцієнт лінійного зміцнення демонструє негативні значення. Оскільки для існування такого ефекту немає фізичних обмежень, можна вважати наявність такого ефекту пов'язана з особливостями механічної поведінки сталі 20X.

Зазначимо, що монотонне підвищення напруження плину зі збільшенням ступеню деформації характерне для одновісних схем випробування: одновісному розтягу або одновісному стисненню. При складних схемах навантаження, наприклад, випробуваннях на твердість залежність від ступеню деформації більш складна (рис.3а). Твердість збільшується на початковій стадії деформації, але лишається незмінною на стадіях формування дислокаційних скупчень та слабкорозорієнтованих комірок. Значне зростання твердості спостерігається при переході до розорієнтованих комірок.

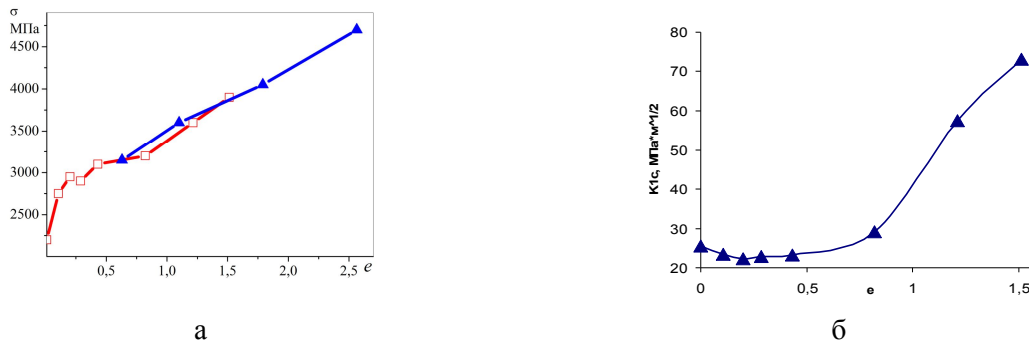


Рис. 3. Залежність твердості (а) та тріщиностійкості (б) від ступеню деформації

Зазначена, чутливість до зміни структурних станів ще в більшій мірі проявляється у випробуваннях на тріщиностійкість сталі 20X (рис. 3б). Спостерігається зниження тріщиностійкості при формуванні лісу дислокацій, незначне підвищення тріщиностійкості при утворенні слабкорозорієнтованих структур і різке збільшення на стадії формування нанозерен.

Висновки.

1. Закономірності структуроутворення в малолегованих вуглецевих сталях в значній мірі співпадають з загальними поглядами стосовно впливу ступеню деформації на еволюцію деформаційної структури. У феритних зернах повторюється не тільки якісна картина змін, яка добре відома для армко-заліза, але і кількісні значення деформації, що відповідають зміні структурних станів. Еволюція деформаційної структури в перліті суттєво відстає від структурних змін в феритних зернах і це відставання залишається на всіх стадіях деформації. Важливою особливістю структуроутворення в перліті є зародження тріщин в цементиті при скупчення дислокацій в феритних прошарках перліту.

2. Напруження зміцнення збільшується зі ступенем деформації монотонно, що пов'язано зі збільшенням густини деформаційних дефектів в феритній матриці. Характеристики пластичності, мікротвердості та тріщиностійкості змінюються зі ступенем деформації немонотонно, що пов'язано з чутливістю цих характеристик до стадійності змін розподілу деформаційних дефектів.

1. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. - Киев: Наук. думка, 1975.- 315 с.
2. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов / В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др.; под ред. В.И.Трефилова. – Киев: Наук. думка, 1987.
3. Сегал В. М., Резников В. И., Копылов В. И., Павлик Д. А., Малышев В. Ф. Процеси пластичного структуроутворення металів. – Мінськ: Наука і техніка, 1994. – 232 с.
4. Борисовская Е. М., Подрезов Ю. Н., Фирстов С. А. Динамика структурных перестроек с учетом процесса зарождения дислокаций // Электронная микроскопия и прочность материалов. – К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2007 - Вып. 14. – С. 3–11.
5. Кроха В. А. Кривые упрочнения металлов при холодной деформации. – М. Машиностроение, 1968. – 131 с.

Стаття прийнята до друку 06.04.2015.

УДК 62-783.67:66.046.55

Я. М. Дем'янчук, Т. Й. Войцехівська, А. Р. Сумер*Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу***ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЕЛЕКТРОДІВ ДЛЯ ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ НА ТРИБОЛОГІЧНУ ПОВЕДІНКУ ШТОКІВ НАФТОВИХ НАСОСІВ**

В роботі проаналізовано вплив хімічного складу ЕІЛ покриття на трибологічну поведінку зміцнених поверхонь на прикладі штоків нафтових насосів.

Ключові слова: трибосистема, поверхнєве зміцнення, електроіскрове легування, енергетичний вплив, шорсткість, мікротріщина.

Рис. 5. Літ. 6.

Я. М. Дем'янчук, Т. Й. Войцехівська, А. Р. Сумер**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ШТОКОВ НЕФТЯНЫХ НАСОСОВ**

В работе проанализировано влияние химического состава ЭИЛ покрытия на трибологическое поведение укреплённых поверхностей на примере штоков нефтяных насосов.

Ключевые слова: трибосистемы, поверхностное упрочнение, электроискровое легирование, энергетическое воздействие, шероховатость, микротрещина.

Ya. M. Demyanchuk, T. J. Voytsehivska, A. R. SUMER**INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION OF ELECTRODES FOR ELECTRIC SPARK ON THE TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF STOCKS OF OIL PUMPS**

The paper analyzes the influence of the chemical composition of EIL coverage on tribological behavior of surfaces in case hardened rods oil pumps.

Keywords: tribosystem surface hardening, spark alloying, power influence, roughness, microcracks.

Постановка проблеми. Сталь 40X використовується для виготовлення відповідальних деталей таких як: осі, вали, вал-шестерні, плунжери, штоки, колінчаті та кулачкові вали, кільця, шпинделі, оправки, рейки, зубчасті вінці, болти, втулки та інші покращені деталі підвищеної міцності [1]. Замінниками сталі 40X є сталі більш дорогі і дефіцитні матеріали (45X, 38XA, 40XH, 40XS, 40XF, 40XP)

Оскільки відповідальні деталі, такі як штоки насосів працюють у важких умовах експлуатації при одночасній дії механічного фактору – абразивної дії продуктів буріння і фактору корозійного середовища, тому заміна сталі 40X на більш дешевий матеріал нами не розглядалася і були проведені трибологічні дослідження термічно зміцненої струмами високої частоти сталі 40X, з якої виготовляють штоки промислових насосних станцій та модифікованої методом електроіскрового легування (ЕІЛ) робочої поверхні штока.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Ефективним засобом підвищення довговічності деталей, що працюють в абразивному середовищі є використання їх з біметалічною робочою частиною, При цьому основний метал забезпечує міцність, а нанесений на поверхню твердий сплав – абразивну зносостійкість.

Індукційний, електродуговий і газополум'яний методи наплавлювання дозволяють отримати покриття практично будь-якої товщини, різного хімічного складу з високою твердістю та зносостійкістю. Але при цьому спостерігаються негативні явища: крупнозернистість покриття, його дендритна будова, шлакові включення, тріщини і раковини, хімічна і структурна неоднорідність [2, 3].

Тому були проведені трибологічні дослідження модифікованої поверхні зразків сталі 40X композиційними покриттями, що представляють карбіди, бориди титану, хрому і вольфраму (TiC, TiCrC, TiCrB₂) нанесеними методом ЕІЛ.

Мета роботи – підвищення довговічності штока шляхом модифікації його робочої поверхні зносостійкими покриттями.

Обладнання і методика експерименту. Для дослідження зносостійкості поверхонь штоків насосу під ущільнення пропонується використовувати універсальну машину тертя моделі 2168 УМТ – 1 [4], яка дає можливість моделювати процеси зносу пари тертя «шток – ущільнення».

З метою моделювання зворотно-поступального руху для лабораторних випробувань вибрана найбільш подібна схема до роботи натурального ущільнення «стержень – палець» при зворотно-поступальному русі.

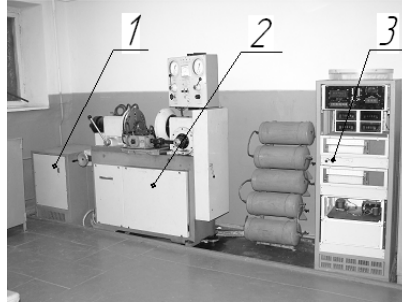


Рис. 1. Загальний вид машини тертя 2168 УМТ – 1
1 – силовий блок; 2 – машина тертя; 3 – пульт керування

Результати досліджень та їх аналіз. На рис. 4.2 представлені результати впливу хімічного складу ЕІЛ покриття на величину масового зносу сталі 40Х від шляху тертя (питомий тиск 1,2 МПа, швидкість зворотно-поступального руху 120 ходів/хв.) та інтенсивність зношування за аналогічних умов (рис. 4.3).

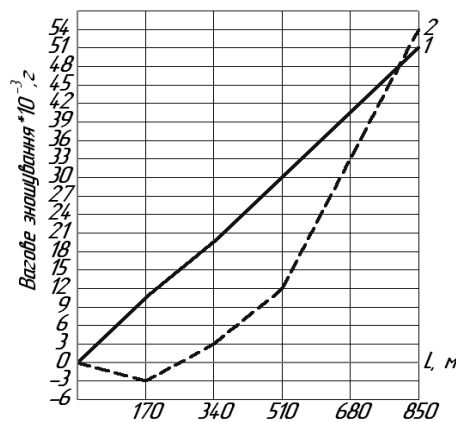


Рис. 2. Залежність вагового зношування сталі 40Х від шляху тертя L
1 – загартована сталь 40Х, 2 – ЕІЛ ТiС.

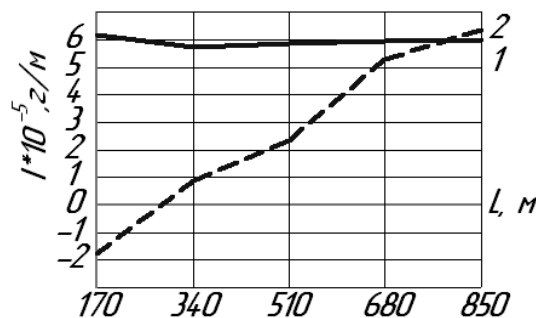


Рис. 3. Інтенсивність зношування:
1 – загартована сталь 40Х, 2 – ЕІЛ ТiС.

Проаналізувавши отримані результати, перше, що кидається у вічі, це збільшення ваги зразка на початковій стадії тертя (від'ємні значення). Ми вважаємо, що це відбувається за рахунок утворення окисних плівок, накопичення продуктів зношування у порах покриття через неможливість його видалення в процесі очистки (миття) та сушіння перед зважуванням.

Трибологічна поведінка покриття на основі карбиду титану (TiC) свідчить (рис. 4.2), що даний матеріал є досить зносостійким на початковій стадії роботи, а вже після проходження 500 – 700 м шляху тертя відбувається його досить інтенсивне зношування і при досяганні 800 м шляху його величина зносу дорівнює величині зносу термічнозмцненої сталі 40X без покриття.

Результати дослідження багатьох провідних вчених доказують [5, 6], що не в усіх випадках запорукою росту зносостійкості є максимальна твердість, а є схильність до утворення на поверхні тертя під час зношування складних вторинних структур, що утворюються у зоні тертя під дією локальних температур, тиску та навколишнього середовища. Тому ми не зацілювалися на підбиранні досить відомих двокомпонентних розповсюджених покриттів для даної трибопари (шток – шаржований абразивом манжет).

Було запропоновано нанести більш складні трьохкомпонентні покриття (TiCrC та TiCrB₂). На нашу думку, покриття даного типу будуть сприяти утворенню складних вторинних структур типу (TiC, TiO, TiCr, TiB, CrB тощо), що значно зменшить інтенсивність зношування трибологічної пари. Не останнім фактором у даному випадку відіграє роль легуючих матеріалів. Дані покриття не містять вольфраму, що є досить позитивним у плані використання дефіцитних матеріалів.

Трибологічні дослідження сталі 40X з цими покриттями показали відносно високу ефективність даних покриттів у плані захисту від зношування. Покриття TiCrC є більш зносостійке у порівнянні з TiCrB₂, що, на нашу думку, пов'язано з утворенням вторинних структур на поверхні тертя. У першому випадку для покриття TiCrC це карбіди та оксиди складових матеріалів тобто TiO, TiC, CrO, CrC і можливо більш складні трьох-чотирьох компонентні структури. У другому для покриття TiCrB₂ на поверхні тертя утворюються бориди та оксиди складових матеріалів, які, очевидно, є дуже крихкими і тому менш зносостійкими при абразивному зношуванні (рис. 4.3, 4.4.).

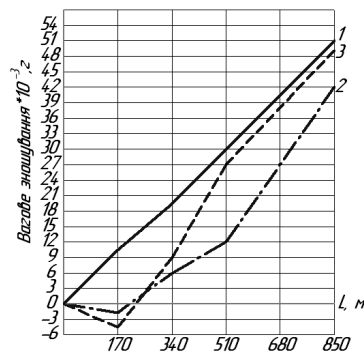


Рис. 4. Залежність вагового зношування сталі 40X від шляху тертя L (питомий тиск 1,2 МПа, швидкість 120 ходів/хв.):
1 – загартована сталь 40X, 2 – EIL TiCrC, 3 – EIL TiCrB₂.

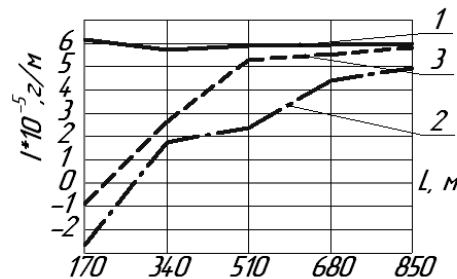


Рис. 5. Інтенсивність зношування:
1 – загартована сталь 40X, 2 – EIL TiCrC, 3 – EIL TiCrB₂.

Висновки. Встановлено, що електроіскрове покриття на основі карбиду титану (TiC) забезпечує високу зносостійкість лише на початковій стадії роботи, а вже після проходження 500 – 700 м шляху тертя відбувається його інтенсивне зношування і при досяганні 850 м шляху його величина зносу дорівнює величині зносу сталі 40Х гартованої СВЧ (0,051г.). Трьохкомпонентні покриття TiCrC (0,048 г на 850 м) та TiCrB₂ (0,048 г на 850 м) є більш зносостійкими у порівнянні з TiC, що, пов'язано з утворенням вторинних структур на поверхні тертя. Для TiCrC це карбіди та оксиди складових матеріалів тобто TiO, TiC, CrO, CrC і більш складні трьох-чотирьох компонентні структури, для TiCrB₂ – бориди та оксиди складових матеріалів, які, очевидно, є дуже крихкими і тому менш зносостійкими при абразивному зношуванні. Застосування в якості електродів для ЕІЛ безвольфрамових твердих сплавів дозволяє отримувати значний вигравш в зносостійкості тільки на початкових етапах зношування (500 м). Це пояснюється відсутністю вольфраму, який, як і в твердих сплавах, виконує роль зв'язки, і забезпечує високий коефіцієнт зчеплення твердих включень з матеріалом основи.

1. Марочник сталей и сплавов / [А. Г. Сорокин, А. В. Колосникова, С. А. Вяткин и др.]; под общ. ред. А. Г. Сорокина. – М.: Машиностроение 1989. – 640 с.
2. Чернець М. Методи прогнозування та підвищення зносостійкості триботехнічних систем ковзання: в 3 т. / М. Чернець, М. Пашечко, А. Невчас. – Дрогобич: Коло 2001. – Т.2: Поверхнєве зміцнення конструкційних матеріалів трибосистем ковзання. – 2001. – 512 с.
3. Антошкин Е. И. Газотермическое нанесение покрытий / Антошкин Е. И. – М.: Машиностроение, – 1974. – 96 с.
4. Машина для испытания материалов на трение 2168 УМТ. Паспорт Го2.779.026ПС. – Иваново: ПО «Точприбор», 1990. – 177с.
5. Кашеев В. Н. Процессы в зоне фрикционного контакта металлов / В. Н. Кашеев. – М: Машиностроение, 1978. – 213 с.
6. Ривкин Э. М. Износостойкость поверхности деталей после электроэрозионного термического упрочнения / Э. М. Ривкин // В сб.: Электрофизические и электрохимические методы обработки. – М.: НИИмаш, 1978, №12. – С. 4-5.

Стаття прийнята до друку 06.04.2015.

УДК 621.43

А. А. Дудников, А. И. Беловод, А. Г. Пасюта, А. А. Келемеш

*Полтавская государственная аграрная академия***МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИКИ ИЗНАШИВАНИЯ РЕЖУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ
ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН***Создана математическая модель динамики изнашивания режущих элементов почвообрабатывающих машин с целью разработки эффективной технологии их восстановления.**Ключевые слова: изнашивание, режущий элемент, долговечность, технология восстановления.**Форм. 12. Лит. 2.*

А. А. Дудніков, А. І. Беловод, А. Г. Пасюта, А. А. Келемеш

**МОДЕЛЮВАННЯ ДИНАМІКИ ЗНОШУВАННЯ РІЗУЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ
ГРУНТООБРОБНИХ МАШИН***Створено математичну модель динаміки зношування ріжучих елементів ґрунтообробних машин з метою розробки ефективної технології їх відновлення.**Ключові слова: зношування, ріжучий елемент, довговічність, технологія відновлення.*

A. A. Dudnikov, A. I. Belovod, A. G. Pasyuta, A. A. Kelemesh

**MODELING THE DYNAMICS OF THE CUTTING ELEMENT WEARTILLAGE
MACHINES***A mathematical model of the dynamics of wear of the cutting elements of tillers in order to develop effective technologies for their recovery.**Keywords: wear, cutting element, durability, technology recovery.*

Техническое состояние рабочих органов почвообрабатывающих машин оказывает значительное влияние на урожайность сельскохозяйственных культур. Как правило, они подвержены интенсивному абразивному изнашиванию. К таким деталям относятся стрелчатые лапы культиваторов.

При восстановлении указанных деталей необходимо обеспечить их качество на уровне новых и выше. При этом нужно достигнуть улучшения геометрии посадочных и опорных мест, повышения твердости и износостойкости рабочих поверхностей, что может быть обеспечено разработкой и применением прогрессивных технологий, позволяющих значительно повысить качественные показатели восстанавливаемых деталей сельскохозяйственных машин [1].

Для разработки эффективной технологии восстановления режущих элементов почвообрабатывающих машин была разработана методика моделирования динамики их абразивного изнашивания.

Основными этапами построения математической модели являлись:

1. Накопление и обработка базы данных по действующим основным технологическим процессам восстановления.

2. Определение и оценка влияния основных факторов на происходящие процессы при эксплуатации деталей в условиях абразивной среды.

3. Моделирование развития процессов, протекающих в поверхностных рабочих слоях лап культиватора.

Трение и изнашивание поверхностей рабочих органов почвообрабатывающих машин является случайным процессом, обусловленным изменением геометрических размеров и формы режущих элементов, износ которых можно описать дифференциальным уравнением [2].

$$\frac{dU}{dt} = \varphi(U, t) + \psi(U, t)\xi(t), \quad (1)$$

где $U(t) = \frac{u(t)}{u_{np}}$ – функция относительного износа; $u(t)$ – текущий износ; u_{np} –

предельный износ; $\varphi(U, t)$ и $\psi(U, t)$ – функции характеризующие интенсивность изнашивания; $\xi(t)$ – случайная составляющая; t – продолжительность изнашивания.

Случайный процесс изнашивания оценивается вероятностью, которая в общем виде удовлетворяет интегральному уравнению Фоккера-Планка-Колмогорова:

$$\frac{\partial \omega}{\partial t} = -\frac{\partial a(U, t)\omega}{\partial U} + \frac{1}{2} \frac{\partial^2 b(U, t)\omega}{\partial U^2}, \quad (2)$$

где $a(U, t)$, $b(U, t)$ – соответственно коэффициенты, описывающие среднюю скорость случайного процесса изнашивания и характеризующие скорость изменения условной дисперсии этого процесса.

Плотность распределения долговечности в данном случае определяется величиной износа однородного процесса Маркова:

$$f(t) = \int_0^{\infty} g(t)\gamma(t-t_0)dt, \quad (3)$$

где $g(t)$ – плотность распределения вероятности сечения исследуемого процесса допустимым значением износа; $\gamma(t-t_0)$ – плотность распределения начальной стадии процесса изнашивания:

$$g(t) = -\frac{\partial}{\partial t} \int_{-\infty}^i (U_0, t_0, U, t). \quad (4)$$

Совместное решение уравнений (2) и (4) позволяет определить закон распределения.

Поскольку долговечность режущего элемента определяется, прежде всего, величиной износа, то для определения закона распределения, допускаем, что изменение его среднего значения и дисперсии может быть описано зависимостью:

$$\frac{dU}{dt} = I_1 + I_2 \xi(t), \quad (5)$$

где I_1 , I_2 – постоянные величины, характеризующие интенсивность случайной составляющей процесса изнашивания.

Величина износа элемента рабочей поверхности режущего элемента может быть определена:

$$\Delta u(\Delta t) = u\left(\frac{S}{t_1}\right) - u\left(\frac{S}{t_2}\right), \quad (6)$$

где $u\left(\frac{S}{t_1}\right)$, $u\left(\frac{S}{t_2}\right)$ – соответственно случайные функции, характеризующие износ

элемента поверхности в момент времени t_1 и t_2 ; $\Delta t = t_1 - t_2$ – продолжительность изнашивания; S – путь трения.

Математическое ожидание и дисперсия при этом будут равны:

$$M_u = M\left[u\left(\frac{S}{t_1}\right)\right] - M\left[u\left(\frac{S}{t_2}\right)\right]; \quad (7)$$

$$\sigma_u^2 = \sigma^2\left[u\left(\frac{S}{t_1}\right)\right] + \sigma^2\left[u\left(\frac{S}{t_2}\right)\right]. \quad (8)$$

Учитывая уравнения (7) и (8), можно получить выражения коэффициентов уравнения (2):

$$a(U, t) = \frac{M\left[u\left(\frac{S}{t_1}\right)\right] - M\left[u\left(\frac{S}{t_2}\right)\right]}{(t_2 - t_1)\Delta u_0^2}; \quad (9)$$

$$b(U, t) = \frac{\sigma^2 \left[u \left(\frac{S}{t_1} \right) \right] + \sigma^2 \left[u \left(\frac{S}{t_2} \right) \right]}{(t_2 - t_1) \Delta u_0^2}, \quad (10)$$

где Δu_0 – условный предельный износ, который выбирается с таким расчётом, чтобы между функциями $u \left(\frac{S}{t_1} \right)$, $u \left(\frac{S}{t_2} \right)$ не было бы корреляционной связи.

После подстановки выражения (9) и (10) в уравнение (2), а также с учетом уравнений (3) – (5) находим значение вероятности величины износа:

$$f_u(t) = \frac{1}{I_2 t \sqrt{2\pi t}} \exp \left[-\frac{1 - I_1 t^2}{2 I_2^2 t^2} \right], \quad (11)$$

где

$$I_1 = \frac{M_u}{\Delta t \Delta u_0}; \quad I_2 = \frac{1}{\Delta u_0} \cdot \frac{\sigma_u}{\sqrt{\Delta t}} \quad (12)$$

Таким образом полученные математические уравнения свидетельствуют, что изменение долговечности режущего элемента рабочего органа подчиняется закону нормального распределения, исходя из модели износа по Маркову.

1. Дудніков А. А. Проектування технологічних процесів сервісних підприємств / А. А. Дудніков, П. В. Писаренко, О. І. Біловод та ін. – Вінниця: Наукова Думка, 2011. – 400 с.
2. Костецкий Б. И. Марковская модель износа и прогнозирования долговечности изнашиваемых деталей / Б. И. Костецкий, В. П. Стрельников, В. Г. Тацый // Проблемы трения и изнашивания. Вып.10. – К.: Техника, 1976. – С. 10–15.

Стаття прийнята до друку 20.03.2015.

УДК 620.22: 669.017

Ю. Ю. Жигуц¹, В. Ф. Лазар²¹ДВНЗ «Ужгородський національний університет»²Мукачівський державний університет**ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ТЕРМІТНИХ ЛИВАРНИХ ДОДАТКІВ НА СТРУКТУРУ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ**

Одним з перспективних шляхів використання чавунів СШХН є запропонована в цій роботі теоретично розроблена і експериментально обґрунтована технологія, а саме виробництво високоміцних чавунів за допомогою високоекзотермічних реакцій. Вихідні порошкові матеріали – інгредієнти хімічної реакції вступають у металотермічну взаємодію. Окреме дослідження з'ясувало зміну механічних властивостей термітного високоміцного чавуна від структури. Проведене дослідження дозволило визначити склад шихти для синтезу термітного чавуна СШХН, розвинуло технологію отримання металотермічної шихти і синтезу сплавів.

Ключові слова: терміт, металотермія, реакція, властивості, структура.

Рис. 4. Табл. 5. Літ. 4.

Ю. Ю. Жигуц, В. Ф. Лазар**ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИТНЫХ ЛИТЕЙНЫХ ПРИБЫЛЕЙ НА СТРУКТУРУ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ**

Одним из перспективных путей использования чугунов СШХН является предложенная в данной работе теоретически разработанная и экспериментально обоснованная технология, а именно производство высокопрочных чугунов с помощью высокоэкзотермических реакций. Исходные порошковые материалы – ингредиенты химической реакции вступают в металлотермическое взаимодействие. Отдельное исследование выяснило изменение механических свойств термитного высокопрочного чугуна от структуры. Проведенное исследование позволило определить состав шихты для синтеза термитного чугуна СШХН, усовершенствовало технологию получения металлотермической шихты и синтеза сплавов.

Ключевые слова: термит, металлотермия, реакция, свойства, структура.

Yu. Yu. Zhiguts, V. F. Lazar**THE INFLUENCE OF TECHNOLOGY OF THERMITE CASTING ON THE STRUCTURE OF THE ROLLS**

One of such perspective ways is the usage cast irons "СШХН", offered in this papers, of the method which is theoretically developed and experimentally well-grounded, the method of production of steels with the usage of highexothermic reactions. The components of mixtures after interfusion and weighing take a place in metallothermic reactor and anneal, that results in the synthesis of necessary alloy. Separate research found out the change of mechanical properties of highstrong thermite cast-iron "СШХН" at a structure. The conducted work allowed determining the composition of mixture for the synthesis of highstrong thermite cast iron "СШХН", to develop the method of preparation of metallothermic mixture and synthesis of alloy.

Keywords: thermit, metallothermic, reaction, properties, structure.

Дослідно-промислові роботи виконувалися на Дніпропетровському заводі прокатних валків [1]. Мета роботи: 1) дослідити вплив синтезованого сплаву на властивості вилівка; 2) відлагодити технологічні прийоми використання термітних ливарних додатків у промислових умовах; 3) з'ясувати вплив технології на якість зони під ливарним додатком прокатного валка; 4) встановити можливість застосування технології для зменшення усадкових дефектів, витрат чавуну і зменшення браку.

Враховуючи, що маса додатку, навіть зменшена на 70%, значно перевищує масу утвореного термітного сплаву, і останній не може суттєво вплинути на хімічний склад додатку, а тим більш верхньої шийки валка, для досліду був взятий спрощений склад металотермічної шихти [1-4]. На початку робіт шихта складалася з залізоалюмінієвого терміту, графіту і плавикового шпату. Надалі плавииковий шпат був замінений кальцинованою содою, що полегшило приготування металотермічної шихти і не вимагало подрібнення її при поставці. Відкоригований склад шихти, використаної у дослідно-промислових умовах, наведений у табл. 1. При заливці форми, остання не доливалася (у відмінності від чинних технологічних інструкцій) на 2/3 її ливарного додатка. У заповнену порожнину розміщували попередньо розфасовані пакети із металотермічною шихтою. Для вилівок масою до 1 тони закладка металотермічної шихти проводилася однією порцією, для вилівок, маса яких більша – декількома порціями.

Таблиця 1. Склад металотермічної шихти

Компоненти	Вміст компонентів, у % за масою
Залізоалюмінієвий терміт: залізна окалина ¹ алюмінієвий порошок ² (марок ПА-1, ПА-2, ПА-3 ГОСТ 6058-73)	74±1 26±1
Графіт ГЛІ ГОСТ 5279-74	3±0,5 від маси терміту
Сода кальцинована технічна ГОСТ 5100-85	1,5±0,5 від маси терміту

¹Дисперсність залізної окалини 0,2–0,6 мм.

²Дисперсність алюмінієвого порошку, графіту і кальцинованої соди регламентується стандартами.

Після заливки форми між закладаннями шихти витримувалися паузи, тривалість яких визначалася часом утворення твердої кірки на поверхні ливарного додатку і складала 3–6 хвилин (у залежності від маси валка). Перші ж експерименти показали, що шихта після закладання загоряється не одразу, а з витримкою 1–3 хв. Це дозволило спростити технологію закладання екзотермічної шихти і засипати її безпосередньо у додаткову ливарну частину вилівка за допомогою мірної тари.

На рис. 1–4 показані мікроструктури робочих шарів і шийок виливків валків виконання СШХН-50, СШХН-45, СШХН-42, отриманих за дослідною технологією з ледебуритною структурою легованого чавуну, темні глобулі – графітні вкраплення. У всіх випадках травлення проводилося ніталем. Встановлено також, що у реальних виробничих умовах існуючі затримки із внесенням металотермічної шихти можуть бути триваліші за регламентовані за часом паузи. При цьому температура поверхні ливарного додатку виявиться вже недостатньою для її загоряння. Тоді шихта підпалювалась термітними сірниками ТУ 84-630-85, що практично не впливає та не погіршує ефективність дії термітного ливарного додатку.

Отримані виливки після відрізання додаткової частини і контролю ВТК відправляли на механічну обробку. У процесі механічної обробки відбиралися трефи з верхньої частини основи валка і верхньої шийки для хімічного та металографічного аналізів, та механічних випробувань.

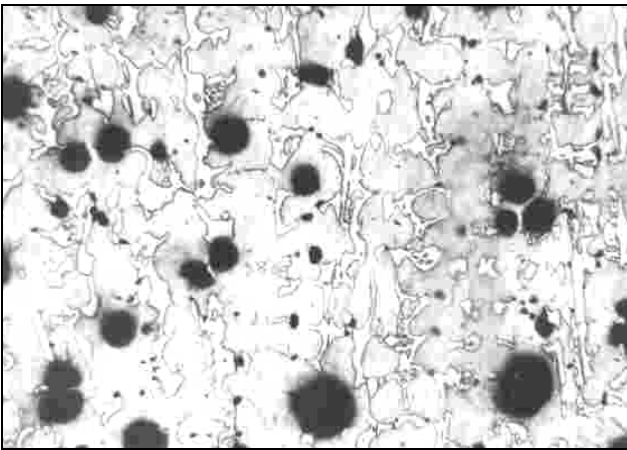


Рис. 1. Мікроструктура робочого шару валків. Валок виконання СШХН-42 370x900 мм, виготовленого за традиційною технологією, (x200)

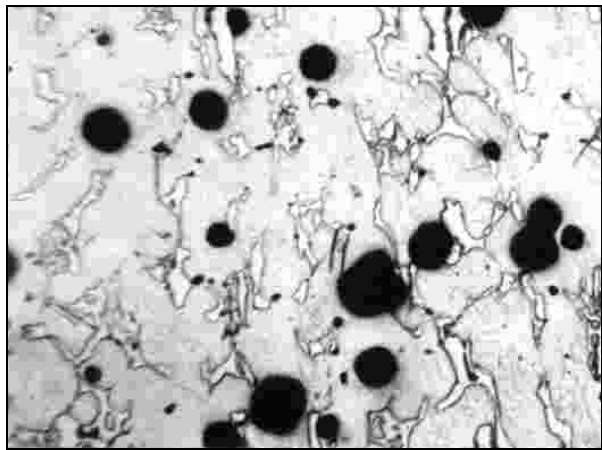


Рис. 2. Мікроструктура робочого шару валка виконання СШХН-45 625x1600 мм, виготовленого за традиційною технологією, (x200)

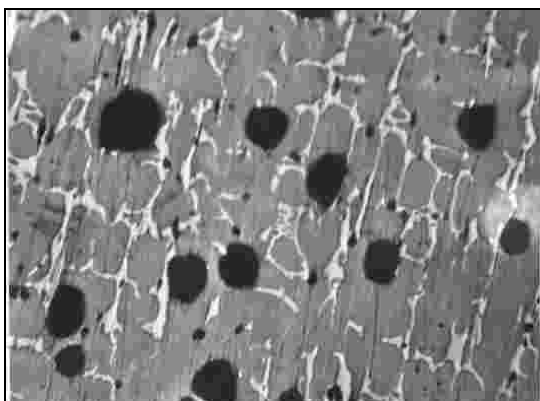


Рис. 3. Мікроструктура робочого шару валка виконання СШХН-50 267х356 мм, виготовленого за традиційною технологією, (х200)

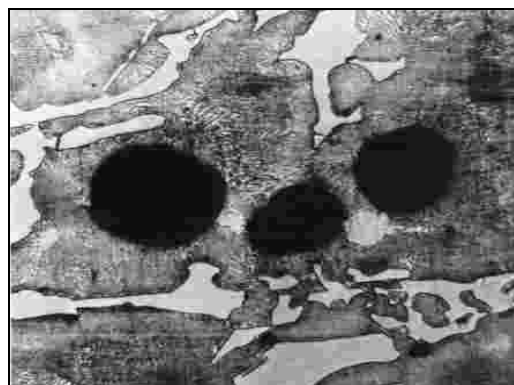


Рис. 4. Мікроструктура валка виконання СШХН-42 580х1500 мм з використанням термітного ливарного додатку (х300)

Всього у ході виконання дослідно-промислових робіт було виготовлено 30 тон валків виконання СШХН. Всі вони пройшли механічну обробку, контроль ВТК, визнані якісними і надіслані споживачам. Основні параметри використання дослідної технології високотемпературних ливарних додатків для отримання виливків валків, результати хімічного аналізу і механічних випробувань приведені у табл. 1–5.

Таблиця 2. Характеристики прокатних валків і параметри термітних ливарних додатків

Виконання валка	Розмір ¹ основи валка, мм	Маса виливка за кресленням, кг	Розмір додатку, мм	Маса додатку, кг	Технологічні параметри	
					Загальна маса шихти, кг	Кількість закладок
СШХН-50	267х356	510	200х320	75	2,5,0	1
	267х356	510	200х540	127	Діюча технологія	
СШХН-45	625х1600	6670	400х340	320	25,0	3
	625х1600	6670	400х850	801	Діюча технологія	
СШХН-42	370х900	1600	270х290	125	3,0	2
	370х900	1600	270х430	185	Діюча технологія	

¹У позначенні розміру основи валка і додатку перше число відповідає діаметру, друге – довжині у мм.

Таблиця 3. Хімічний склад верхньої шийки прокатних валків

Виконання валка	Технологія виготовлення	Вміст компонентів, % за масою							
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
СШХН-50	Дослідна	3,02	2,48	0,54	0,23	0,012	0,44	1,03	–
	Діюча	3,05	2,42	0,59	0,23	0,010	0,46	1,01	–
СШХН-45	Дослідна	2,99	1,54	0,55	0,15	0,008	0,23	2,86	<0,001
	Діюча	2,57	1,57	0,51	0,14	0,090	0,20	2,91	–
СШХН-42	Дослідна	3,08	1,02	0,47	0,18	0,030	0,28	0,43	<0,001
	Діюча	3,06	1,06	0,45	0,17	0,027	0,31	0,39	–

Металографічний аналіз валків, хімічний аналіз і механічні випробування дозволяють оцінити вплив синтезованих матеріалів на якість матеріалу робочого шару і верхньої шийки валка. Якість матеріалу валка і, в першу чергу, твердість поверхні його робочого шару, визначають стійкість цих деталей в експлуатації.

З аналізу отриманих мікроструктур і результатів механічних випробувань чавуну різного виконання можна зробити висновок, що робочий шар як дослідних, так і контрольних валків мають структуру половинчастого чавуну з кулястим графітом. Характер змін величини і кількості графітних вкраплень, дисперсності і кількості вільного цементиту, а також твердості за глибиною робочого шару для контрольних і дослідних валків практично співпадають.

Таблиця 4. Твердість робочої поверхні прокатних валків

Виконання валка	Технологія виготовлення	Твердість зразка у контрольній точці		
		Глибина 10 мм	Глибина 30 мм	Глибина 50 мм
СШХН-50	Діюча	430	420	407
	Дослідна	428	421	408
СШХН-45	Діюча	380	370	300
	Дослідна	381	370	302
СШХН-42	Діюча	350	310	290
	Дослідна	355	307	291

Таблиця 5. Механічні характеристики матеріалу верхньої шийки валків

Виконання валка	Технологія виготовлення	Твердість, НВ	Границя міцності на розтяг, МПа
СШХН-50	Діюча	250	492
	Дослідна	248	507
СШХН-45	Діюча	230	463
	Дослідна	227	495
СШХН-42	Діюча	210	438
	Дослідна	212	486

Мікроструктури матеріалу верхніх шийок контрольних і дослідних валків різного виконання також суттєвої різниці не мають, але границя міцності на розтяг матеріалу верхньої шийки валків, виготовлених за дослідною технологією, на 3–14% вище. Крім цього, при хімічному аналізі матеріалу верхньої шийки дослідних валків виявлено сліди алюмінію.

Висновки. За результатами проведеної роботи можна зробити висновок, що при практичному використанні синтезованих чавунів у технологіях ливарних металотермічних додатків високого температурного градієнту не виявлено негативного впливу на мікроструктуру і твердість робочого шару верхньої шийки прокатних валків. При цьому границя міцності матеріалу верхньої шийки навіть збільшилася на 3–14%. Підтверджено також зниження витрат матеріалу у виробництві прокатних валків за рахунок зменшення маси додатку на 60–70% порівняно із звичайним. В принципі, можливо довести це зменшення і до більш значних величин при зміні існуючої технології виготовлення прокатних валків. Запропонована технологія не вимагає суттєвих змін традиційної технології лиття. При її реалізації усуваються операції присипання і доливання, їх місце займають операції приготування металотермічної шихти і її закладання.

1. Жигуц, Ю. Ю. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами [Текст] / Ю. Ю. Жигуц, В. Ф. Лазар. — Ужгород : Видавництво «Інватор», 2014. — 388 с.
2. Жигуц, Ю. Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу [Текст] / Ю. Жигуц, В. Широков // *Машинознавство*. — 2005. — № 4. — С. 48 - 50.
3. Zhiguts, Yu. The features of properties and structure of thermite high-strong cast iron / Yu. Zhiguts, V. Shurokov // *Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки»*. — 2013. — № 41. — Ч. 1. — С. 23 - 32.
4. Zhiguts, Yu. Special grey and white termite cast irons / Yu. Zhiguts, V. Lazar // *British Journal of Science, Education and Culture*, "London University Press". — 2014. — № 2 (6). — V. 1. — P. 201 - 207.

Стаття прийнята до друку 10.04.2015.

УДК 620.22: 669.017

Ю. Ю. Жигуц, І. І. Опачко*ДВНЗ «Ужгородський національний університет», Україна***ВПЛИВ ЛАЗЕРНОГО ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ І СВС НА СТРУКТУРУ
ОБРОБЛЕНОГО МАТЕРІАЛУ**

Використані при лазерному поверхневому зміцненні (ЛПЗ) світлопоглинаючі фарби замінені на світлопоглинаючі порошкові суміші, що вміщують Ti, Fe і C (і, як варіант, також Cr), у яких ЛПЗ ініціює саморозповсюджувальний високотемпературний синтез (СВС). При цьому "хімічне" тепло СВС-процесу дозволяє знижувати питомі витрати енергії лазерного випромінювання.

Ключові слова: СВС, лазерне поверхнєве зміцнення, властивості, структура.

Рис. 3. Форм. 2. Літ. 6.

Ю. Ю. Жигуц, И. И. Опачко**ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ И СВС НА
СТРУКТУРУ ОБРАБОТАННОГО МАТЕРИАЛА**

Использованные при лазерном поверхностном упрочнении (ЛПУ) светопоглощающие краски заменены на светопоглощающие порошковые смеси, которые содержат Ti, Fe и C (и, как вариант, также Cr), и в которых ЛПУ инициирует самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). При этом "химическое" тепло СВС-процесса позволяет снижать удельную энергию лазерного излучения.

Ключевые слова: СВС, лазерное поверхностное упрочнение, свойства, структура.

Yu. Yu. Zhiguts, I. I. Opachko**THE INFLUENCE OF LASER SURFACE HARDENING AND SHS ON THE
STRUCTURE OF THE TREATED MATERIALS**

The light-absorbing paints used for LSH have been substituted by light-absorbing powder mixtures containing Ti, Fe and C (and also Cr, as a variant), in which LSH initiates the self-propagating high-temperature synthesis (SHS). While such substitution takes place, "chemical" heat of the SHS-process allows decreasing the specific expenditures of laser radiation.

Key words: SHS, laser safety hardness, properties, structure.

Fig. 4. Tab. 5. Ref. 4.

Лазерне поверхнєве зміцнення (ЛПЗ) металів було відкрито у 1965 році [1, 2]. Воно завоювало міцні позиції в технології металів [3], але питання про те, кому належить пріоритет у винайденні цього вискоєфективного методу залишалося в тіні.

У 1964 році ливарно-металургійна лабораторія науково-дослідницького інституту легкого і текстильного машинобудування придбала один з перших рубінових лазерів ОКГЛ-1 і вже 23 червня 1965 року А.А. Жуковим, А.Н. Кокорою, В.А. Шалашовим і А.А. Чельним було подано заявку на авторське свідоцтво, яке видано у 1967 році і засекречено. Тільки через 20 років "ВНИИГПЭ" провів патентні дослідження і розсекретив та опублікував [1] винахід з формулою: поверхнєве зміцнення металу за допомогою оптичного квантового генератора.

У наш час у всьому світі видано декілька сотень патентів на дочірні винаходи. Один з них [4] присвячено об'єднанню ЛПЗ з СВС (саморозповсюджувальний високотемпературний синтез [3]). Раніше СВС об'єднували з іншими технологіями поверхнєвого зміцнення деталей [3].

При ЛПЗ важливою проблемою є зниження втрат променистої енергії за рахунок її відбиття оброблюваною поверхнею металу. У даному дослідженні, у ролі світлопоглинаючої фарби була використана суміш порошоків Ti (68%), вуглецю у виді сажі (18%) і Fe (14% по масі). Суміш змочувалася розчином 2% латексу у бензині, наносилася на поверхню сталі марки 10 і 20 і підсушувалася на повітрі, утворюючи шар товщиною 80, 200 або 500 мкм.

Термохімічні розрахунки показали, що у такій суміші практично весь Ti взаємодіє за рахунок безкисневого горіння з вуглецем, утворюючи карбід TiC. Надлишок вуглецю і дуже невелика кількість титану легують залізо, утворюючи рідку сталь евтектоїдного складу, яка в умовах швидкого охолодження перетворюється у тростит в шарах товщиною 80 мкм.

Ці шари підпалювались променем CO₂-лазера безперервної дії з поздовжньою накачкою типу "Кардамон" потужністю 850 Вт при щільності потужності 15-20 Вт·м⁻² (при діаметрі "плями" 0,3-1,0 мм). швидкість сканування змінювалася у межах 10-20 мм·с⁻¹. Після проведення експерименту вимірювалася макро- і мікротвердість у легованому шарі, зоні термічного впливу і основному металі.

На рис. 1 показана типова мікроструктура металу у поперечному перерізі зміцненого шару, отриманого при щільності потужності $17 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-2}$, діаметрі "плями" - $0,4 \text{ мм}$, швидкості сканування $12 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ та витратах аргону (для захисту Тi від окислення повітрям) - $0,5 \text{ л} \cdot \text{с}^{-1}$. Товщина легованого шару $\sim 500 \text{ мкм}$. Цей шар складається з $\sim 50 \%$ частинок ТiС і $\sim 50\%$ (по об'єму) металічної зв'язки - інструментальної вуглецевої сталі типу У8.

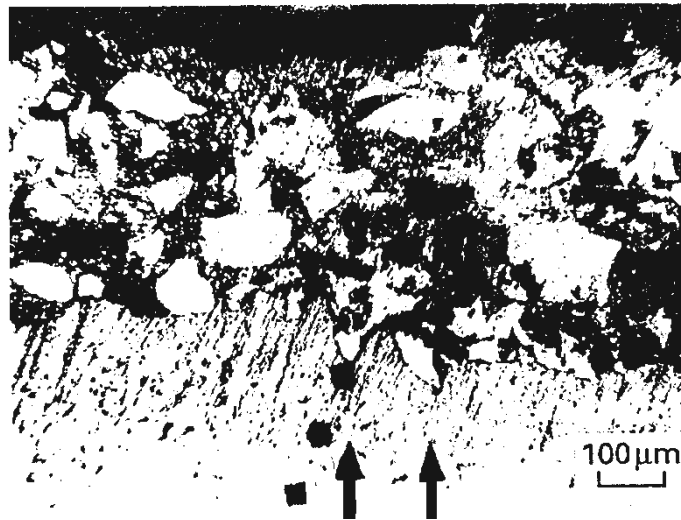


Рис. 1. Мікроструктура зміцненого шару з напівоплавленими частинками частинками ТiС

На рис. 1 двома вертикальними стрілками показано, що дві частинки ТiС під час свого синтезу "пропалили" сталь і глибоко вкоренилися у зв'язку з високим локальним виділенням тепла.

Видно також, що в зоні інтенсивного теплового впливу мікроструктура сталі набула дуже дрібну стовпчасту будову з невеликим нахилом тонких дендритів (які майже не мають гілок) у сторону, протилежну напрямку сканування променем лазера. Нахиленою світлою стрілкою показано направлення, вздовж якого вимірювалась мікротвердість алмазною пірамідою.

На рис. 2 показано повний поперечний розріз мікрошліфа. Як показали проведені дослідження, мікротвердість карбідів ТiС майже у десятки разів вища твердості сталі.

Таким чином, у даній роботі вдалося організувати СВС-процес у порівняно тонкому шарі за рахунок використання технології ЛПЗ одночасно для вирішення двох задач:

- для нагріву, оплавлення і науглецьовування заліза;
- для оплавлення частинок Тi і його "горіння" у вуглеці з утворенням карбідів ТiС.

Ця реакція сильно екзотермічна і супроводжується великим зниженням вільної енергії Гіббса (1) та (2):

$$\Delta G^{\circ} = -183,0246 + 0,01008 \cdot T \text{ кДж} \cdot \text{моль}^{-1} \quad (1)$$

при $T = 298-1155\text{K}$;

$$\Delta G^{\circ} = -186,9709 + 0,01325 \cdot T \text{ кДж} \cdot \text{моль}^{-1} \quad (2)$$

при $T = 1155-2000 \text{ K}$.

Адіабатична температура безкисневого горіння еквіатомної суміші Тi-С дорівнює 3200K . Фактична температура горіння вибраної суміші $68\% \text{Ti} + 18\% \text{C} + 14\% \text{Fe}$ (% у масових частках) перевищує 1850K , що забезпечує утворення на поверхні сталі твердо-рідкого шлікера розплав-ТiС з великим інтервалом ліквідус-солідус. Утворення шлікера замість однофазного розплаву позитивно впливає на якість поверхні зміцненого шару після його повного твердіння і охолодження, а також на утримання цього шару навіть на нахилених площинах.

Важливо відмітити, що при вказаному безкисневому горінні ніяких неметалічних фаз і їх включень не утворюється. Зварювання зміцненого шару з основним металом автоматично

отримується "металургічно", виключаючи необхідність пайки або інших способів з'єднання одного сплаву (наприклад, інструментального) з іншими (наприклад з основою різця), що показано на рис. 3.



Рис. 2. Мікроструктура поперечного розрізу мікрошліфа сталі після комбінованого її зміцнення ЛПЗ і СВС. У напівпроплавленій зоні видно високотверді (~HV2000) карбіди TiC, які займають до 50% об'єму всього шару карбідосталі. Світлою стрілкою показано напрямлення, вздовж якого розташовано лунки від індентора мікротвердоміра. Травлення виконувалось ніталем

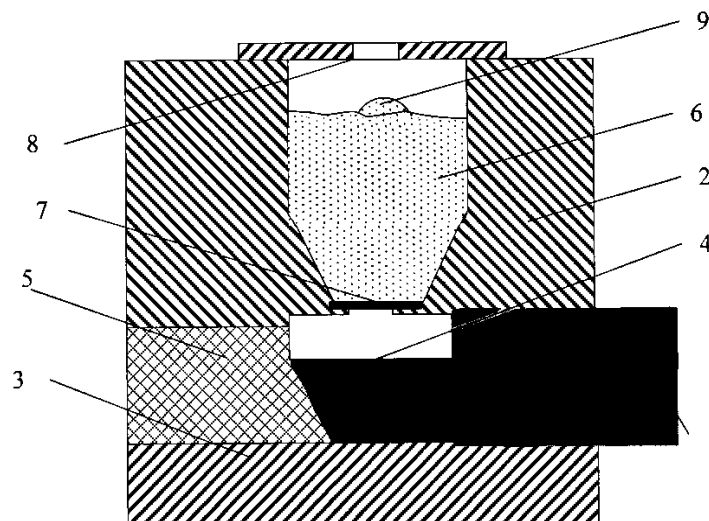


Рис. 3. Принципова схема металургійного зварювання: 1 - основа різця; 2 - верхня напівформа; 3 - нижня напівформа; 4 - місце зварювання; 5 - вогнестійкий матеріал; 6 - екзотермічна суміш (у насипному виді); 7 - титанова пластина (товщиною 0,5 мм); 8 - кришка з отвором у центрі для виходу газів; 9 - титановий запал

Заміна частини залізного порошку порошком вуглецевого ферохрому (наприклад, $12\%Fe+2\%FeCr$ замість $14\% Fe$ у формулі СВС-суміші) дозволяє отримувати шари карбідосталі із зв'язкою не у вигляді сталі типу У8, а з легованої сталі Х12, яка після швидкого охолодження цих шарів за рахунок прискореного відводу тепла у холодний метал основи набуває аустенітно-мартенсито-карбідну структуру. У процесі роботи інструмента така металічна зв'язка додатково твердне за рахунок доперетворення аустеніту в мартенсит і старіння останнього. Твердість такої карбідосталі досягає HV1400 (14000 МПа).

Заміна частини заліза у СВС-суміші ферохромом різко підвищує корозійну стійкість отриманої карбідосталі і зменшує її окислювальний знос у процесі експлуатації. Аналогічного ефекту досягнуто такою ж заміною у іншій області гарячої обробки металів [3], а саме застосування СВС-реакцій для інмолд-процесу (модифікуванню у порожнині форми) у ливарному виробництві. Перспективна і заміна вуглецю у СВС-сумішах порошком бору. У цьому випадку вдається довести інтервал ліквідус-солідус до 1500К, що у інших технологіях практично не зустрічається [4-6]. Таким чином, дійсно, при застосуванні вищевказаних методів, з одної сторони, утворюються високотугоплавкі дібориди TiB_2 і CrB_2 (з високою твердістю), а з іншого боку, дуже легкоплавкі комплексні евтектики.

Висновки

1. Суміщення ЛПЗ і СВС у одній операції дозволяє вирішити цілий комплекс технічних задач по отриманню високотвердих матеріалів типу карбідосталі і твердих сплавів на поверхні металу.

2. Виділення внутрішнього хімічного тепла у СВС-сумішах дозволяє знизити потужність лазерного випромінювання, роль якого зводиться до ініціювання СВС-реакцій і їх підтримці на протязі достатньо тривалого часу у тонких шарах матеріалу.

3. Новий комплексний технологічний процес дозволяє нарощувати зношені поверхні деталей машин, апаратів і приладів на висоту 0,5 мм.

4. Лазерний промінь як джерело тепла може бути, в принципі, замінений електронним променем або іншим переносником енергії.

1. Григорьянц, А. Г. Лазерна техніка та технологія [Текст] / А.Г. Григорьянц, А.А. Соколов / — М. : Высшая школа, 1975. — 191 с.
2. Григорьянц, А.Г. Оборудование и технология лазерной обработки материалов [Текст] / А.Г. Григорьянц, И.К. Шиганов // — М. : Высшая школа, 1990. — 159 с.
3. Жигуц, Ю. Ю. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами [Текст] / Ю. Ю. Жигуц, В. Ф. Лазар. — Ужгород : Видавництво «Інватор», 2014. — 388 с.
4. Жигуц, Ю. Ю. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами [Текст] / Ю. Ю. Жигуц, В. Ф. Лазар. — Ужгород : Видавництво «Інватор», 2014. — 388 с.
5. Жигуц, Ю. Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу [Текст] / Ю. Жигуц, В. Широков // *Машинознавство*. — 2005. — № 4. — С. 48 - 50.
6. Zhiguts, Yu. Special grey and white termite cast irons [Текст] / Yu. Zhiguts, V. Lazar // *British Journal of Science, Education and Culture*, "London University Press". — 2014. — № 2 (6). — V. 1. — P. 201 - 207.

Стаття прийнята до друку 10.04.2015.

Ю. Ю. Жигуц, В. Ю. Талабірчук
ДВНЗ «Ужгородський національний університет»

ТЕХНОЛОГІЯ ОДЕРЖАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТЕРМІТНИХ ЧАВУНІВ ЛЕГОВАНИХ МІДДІЮ

У даній роботі досліджено властивості спеціальних чавунів, синтезованих комбінованими процесами (саморозповсюджувальний високотемпературний синтез + металотермія). Виявлено особливості хімічного складу, механічних властивостей та структури спеціальних чавунів. Окремих дослідженням встановлено теплопровідність та зносостійкість досліджуваних сплавів. Проведена робота дозволила розробити склад шихти для синтезу термітних спеціальних чавунів і методику приготування металотермічної суміші для їх синтезу.

Ключові слова: металотермія, синтез, термітні чавуни, властивості, теплостійкість, зносостійкість.

Рис. 1 Табл. 2. Літ. 9.

Ю. Ю. Жигуц, В. Ю. Талабірчук ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И СВОЙСТВА ТЕРМИТНЫХ ЧУГУНОВ ЛЕГИРОВАННЫХ МЕДЬЮ

В данной работе исследованы свойства специальных чугунов, синтезированных комбинированными процессами (самораспространяющийся высокотемпературный синтез и металлотермия). Выявлены особенности химического состава, механических свойств и структуры специальных чугунов. Отдельным исследованиям установлены теплопроводность и износостойкость исследуемых сплавов. Проведенная работа позволила разработать состав шихты для синтеза термитных специальных чугунов и методику приготовления металлотермической смеси для их синтеза.

Ключевые слова: металлотермия, синтез, термические чугуны, свойства, теплостойкость, износостойкость.

Yu. Yu. Zhiguts, V. Yu. Talabirtcuk TECHNOLOGY AND PROPERTIES OF CAST IRON ALLOYED BY COPPER

In this paper, the properties of special cast iron synthesized by combined process (selfpropagating hightemperature synthesis and metallothemy) are investigated. The chemical composition, mechanical properties and structure of special cast iron are established. The separate research established the thermal conductivity and wear resistance of the syntheses alloys. This work led to the development of the charge composition of the synthesis of thermite special cast iron and preparation technique metallothemic mixture for their synthesis.

Keywords: metallothemy, synthesis, thermal cast irons, properties, heat resistance, wear resistance.

Вступ. Важливою проблемою для сучасного виробництва є створення нових матеріалів та покращення властивостей традиційних, забезпечення запасними частинами і інструментом підприємства та майстерні.

Актуальність теми. Детальне вивчення цієї проблеми дає можливість вважати, що її можна успішно розв'язати використанням синтезу сплавів при поєднанні вискоефективного способу легування матеріалів екзотермічними легуючими сумішами (ЕЛС) і традиційного плавлення матеріалів. Отже, дослідження впливу металотермічних способів синтезу сплавів на мікроструктуру, хімічний склад, механічні та службові властивості матеріалів набувають великого практичного значення. У свою чергу, технології створення матеріалів комбінованими процесами, поєднанням саморозповсюджувального високотемпературного синтезу для отримання карбідів і металотермії, для вирішення завдань ремонту і синтезу сплавів з покращеними властивостями та легування економною системою використання інгредієнтів металотермічних реакцій та відходів виробництв (залізної окалини, відсіву з фільтрів металургійних підприємств високохромистого і високомарганцевого пилу, млива алюмінієвої стружки, млива недопалених решток графітових електродів) стають економічно доцільними, а використання їх у вже існуючих методах виготовлення виливків додатково і суттєво підвищує ефективність виробництва [1].

Мета роботи. Встановлення можливості отримувати металотермічним способом якісні термітні зносостійкі спеціальні чавуни леговані міддю, а також виявлення службових властивостей синтезованих сплавів для подальшого застосування у технологіях виготовлення кокілів, прес-поршнів, прес-стаканів машин литва високого тиску в інтервалі температур 25–300°C.

Вихідні матеріали, методи дослідження. При компонуванні металотермічної шихти використані матеріали: хром металічний ГОСТ5905-79; ферохром ФХ65-7А ГОСТ 4757079;

силікокальцій С40Л10 ГОСТ 4762-71; феросиліцій ФС65Ал3,5 ГОСТ 1415-78; порошок алюмінієвий ПА-3–ПА-6 ГОСТ 6058-73; феромарганець ФМн70 ГОСТ 4761-80; феротитан ФТн30А ГОСТ4761-80; залізна окалина ковальського виробництва з середнім хімічним складом (% за мас.): 0,05 С; 0,10–0,35 Si; 0,10–0,35 Mn; 0,01–0,03 S; 0,01–0,03 P; 40–50 Fe₂O₃; 50–60 FeO.

При організації процесу синтезу чавунів використовують класичні [1] термітні реакції, засновані на окисленні алюмінію і відновленні заліза. Для встановлення складу шихти розроблено методику розрахунку на основі стехіометричного співвідношення компонентів реакції із введенням відповідних коефіцієнтів, що враховують їх засвоєння сплавом. Ця методика дозволяє встановити склад металотермічних шихт і розрахувати адиабатичну температуру її горіння [2]. Головною умовою процесу є необхідність мати реальну температуру горіння шихти вище температури плавлення шлаку [1, 2] (для Al₂O₃ – 2400 К).

Порошкову шихту просушували при температурі 150–180°C, змішували і ущільнювали. При проведенні досліджень використовували порошок інгредієнти металотермічної шихти, частку з яких виготовляли з відходів ливарного, ковальського та металорізального виробництва (залізна окалина, просіяне млино графітових електродів, млино алюмінієвої стружки та ін.) [3–7]. Вимірювання міцності виконували на пропорційних циліндричних коротких зразках діаметром 6 мм і довжиною 30 мм за ГОСТ 1497-73. Службові властивості, а саме теплопровідність досліджувалася на пристрої ІТ-Лямбда-400 (див. рис. 1), змонтованому в лабораторії кафедри технології машинобудування ДВНЗ «Ужгородський національний університет».

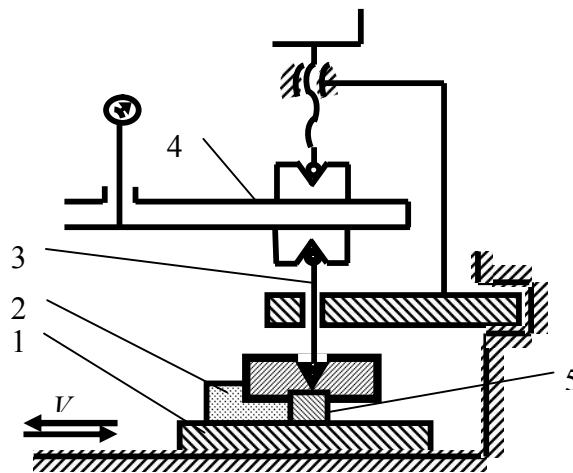


Рис. 1. Принципова схема пристрою НГО "НАТВ" для випробування матеріалів на зносостійкість в умовах поступального руху і абразивного зношування: 1 – зразок нерухомий; 2 – камера з абразивом; 3 – стрижень навантажувальний; 4 – динамометр пружинний; 5 – зразок рухомий

Крім цього у роботі використані методи хімічного та рентгенофазного аналізу, рентгеноспектрального мікроаналізу, металографічного кількісного аналізу (рис. 2), застосовані стандартні методи визначення основних технологічних характеристик вихідних порошоків (насіпна щільність, гранулометричний склад) та фізико-механічних властивостей матеріалів. Для обробки результатів досліджень використовували відповідний математичний апарат і сучасне програмне забезпечення.

Експериментальні дослідження. Встановлені механічні властивості експериментальних чавунів, а саме міцність (σ_b) та ударна в'язкість (a_n) у середньому на 10-14% більші ніж у промислового базового чавуну.

Мікроструктурний аналіз показав зменшення балу зерна у досліджених експериментальних зразках на 2-3 одиниці, що пов'язано з мікролегуванням чавунів порошковим алюмінієм, який входить у склад шихти ЕЛС. Подальше дослідження мікроструктури показало, що мідь після спеціального способу легування ЕЛС виділялася у структурі чавунів окремими фазовими скупченнями та плівками на границях перлітних зерен. Більш глибоке дослідження за допомогою електронної мікроскопії та рентгенофазного і рентгеноспектрального мікроаналізів засвідчило, що на поверхнях тертя експериментальних зразків (особливо в діапазоні температур 150°C і вище) спостерігається заповнення пор пластичною деформованою міддю. У структурі ж базового чавуну

спостерігається значна кількість великих пор (швидше за все утворених в результаті викришування графіту), що погіршує фізико-механічні характеристики матеріалу, а також формує розбиту карбідну сітку. Основною складовою утворених плівок тертя є мідь. Ця плівка відрізняється суцільною поверхнею. Вона служить не тільки твердим мастилом у парі тертя, але і значно покращує теплопровідність чавунів, що сприяє тривалішому терміну їх експлуатації.

Теплопровідність. Дослідження теплопровідності вказаних мідних чавунів виконувалися при моделюванні умов роботи кокілів, прес-поршнів, прес-стаканів машин литва високого тиску в інтервалі температур 25–300°C. Результати дослідження на теплопровідність показані в табл. 1. Ці роботи проводилися на пристрої ІТ-Лямбда-400. Хімічний склад чавунів 1 і 2 відрізняється від базового наявністю міді, введеної у шихту як легуючий елемент у кількості 2,5-3,2% для експериментального синтезованого термітного чавуну "1" і 5,7-6,2% – для чавуну "2" у вигляді ЕЛС. Ці суміші додатково розігрівали експериментальні виливки з традиційного базового чавуну і одночасно легували його міддю. Досліджені спеціальні чавуни, леговані міддю, порівнювали за теплопровідністю з базовим чавуном "0". Базовий чавун вміщував 3,5% С, 1,9% Si, 0,9% Mn і 0,5% Cr, тобто його хімічний склад відповідав чавуну найчастіше використовуваному для виготовлення поршнів [1, 8, 9]. Встановлено, що експериментальні чавуни суттєво відрізнялися кращою теплопровідністю. Це збільшення знаходилося у межах від 14 до 38%, а для окремих чавунів до 158%.

Таблиця 1. Теплопровідність досліджених чавунів¹

Температура, °С	Теплопровідність, Вт/м·с	Підвищення теплопровідності у порівнянні із базовим чавуном, %
25	<u>35,3</u>	<u>38</u>
	65,8	158
50	<u>37,2</u>	<u>26</u>
	62,6	112
75	<u>34,2</u>	<u>21</u>
	56,4	100
100	<u>31,4</u>	<u>16</u>
	48,7	90
125	<u>29,8</u>	<u>14</u>
	36,3	40
150	<u>29,9</u>	<u>25</u>
	37,1	45
175	<u>27,9</u>	<u>17</u>
	35,5	48
200	<u>30,9</u>	<u>23</u>
	39,0	55
225	<u>26,9</u>	<u>25</u>
	33,5	57
250	<u>25,7</u>	<u>25</u>
	31,8	74
275	<u>24,8</u>	<u>28</u>
	33,4	77
300	<u>25,0</u>	<u>27</u>
	35,4	70

¹У чисельнику наведені дані для чавуну 1, а у знаменнику – для чавуну 2.

Зносостійкість. Дослідження на зносостійкість проводилися на пристрої, схема якого показана на рис. 1. У всіх дослідженнях рухомі зразки були виготовлені з одного і того ж перлітного нелегованого чавуну з твердістю 192–196 НВ. Нерухомі зразки виготовлялися з сплаву 1 та 2. Результати дослідження (табл. 2) переконливо свідчать, що чавуни, леговані міддю, за допомогою ЕЛС мають підвищену зносостійкість порівняно з базовим малолегованим чавуном [8, 9].

Таблиця 2. Результати дослідження синтезованих сплавів на зносостійкість

Плавлення	Твердість, НВ	Зношування, мкм								Підвищення зносостійкості, %
		Номер випробування								
		1	2	3	4	5	6	7	8	
1	235	16	6	17	18	19	16	26	16	140
2	227	9	12	13	24	24	26	24	19	124
Базовий чавун	196	26	24	16	24	21	23	25	29	100

Промислові випробування спеціальних експериментальних чавунів були здійснені на комплектах прес-поршнів, що випробовувалися у промислових умовах двох підприємств м. Дніпропетровськ з використанням машин марок 71101 і 71109 для литва під тиском алюмінієвих сплавів. Довговічність поршнів з цих чавунів склала у середньому 20–25 змін (у окремих випадках до 53 змін). При цьому відмічено, що поршні не перегрівалися і не заклинювалися у камері пресування, на них не налипав алюмінієвий сплав, зношування поверхні проходило рівномірно без задири.

Висновки

1. Теоретично й експериментально показана принципова можливість термітного виплавлення зносостійких чавунів легованих міддю. 2. В результаті мікроструктурного аналізу встановлено, що легування чавунів ЕЛС призводить до роздрібнення структури і збільшення механічних властивостей на 10-14% порівняно із промисловими. 3. Збільшення теплопровідності і зносостійкості експериментальних чавунів на промислових зразках комплектів прес-поршнів призвело до зростання довговічності поршнів у середньому до 20–25 змін.

1. Жигуц Ю. Ю. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами [Текст] / Ю. Ю. Жигуц, В. Ф. Лазар. – Ужгород : Видавництво «Інватор», 2014. – 388 с.
2. Жигуц Ю. Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу [Текст] / Ю. Жигуц, В. Широков // Машинознавство. – 2005. – № 4. – С. 48–50.
3. Жигуц Ю. Ю. Технологія синтезу термітних кременістих чавунів / Ю. Ю. Жигуц // Прогресивні технології і системи машинобудування. – 2013. – № 1/2. – С. 108–111.
4. Жигуц Ю. Ю. Технологія термітного синтезу чавунів для гальмівних механізмів / Ю. Ю. Жигуц // Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки». – 2013. – № 40. – С. 92–95.
5. Жигуц Ю. Ю. Технологія синтезу термітних антифрикційних чавунів / Ю. Ю. Жигуц, В. Лазар, В. Талабірчук // Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. – № 2 (70). – С. 79–84.
6. Жигуц Ю. Ю. Технологія синтезу немагнітних термітних чавунів / Ю. Ю. Жигуц, В. В. Широков // Наукові записки. Науково-технічний збірник. Українська академія друкарства. – 2013. – № 1 (42). – С. 97–102.
7. Zhiguts Yu. The features of properties and structure of thermite high-strong cast iron / Yu. Zhiguts, V. Shurokov // Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки». – 2013. – № 41. – Ч. 1. – С. 23–32.
8. Жигуц Ю. Ю. Технологія отримання термітних зносостійких чавунів / Ю. Ю. Жигуц // Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету (технічні науки). – 2013. – № 1 (21). – С. 27–31. — Режим доступу до журн. : <http://www.archive.nbu.gov.ua/portal/natural/Znpddtu/htm>.
9. Zhiguts Yu. Special grey and white termite cast irons / Yu. Zhiguts, V. Lazar // British Journal of Science, Education and Culture, "London University Press". – 2014. – № 2 (6). – V. 1. – P. 201–207.

Стаття прийнята до друку 10.04.2015.

Р. В. Зінько, О. Р. Серкіз

¹Національний університет «Львівська політехніка»

ДОСЛІДЖЕННЯ РОБОТИ ПРАЛЬНОЇ МАШИНИ БАРАБАННОГО ТИПУ

Наведені формули, які визначають вплив конструктивних параметрів прального барабана і режимних параметрів процесу відтискання текстильних виробів. Формули зіставлені з експериментальними даними, що дозволило ввести коефіцієнт коригування. Розрахунки з уточненими формулами проведені для конкретної моделі пральної машини. Отримані дані можуть бути використані при виборі раціональних параметрів системи віброізоляції пральних машин, схильних до лінійних переміщень.

Ключові слова: пральні машини, процес відтискання виробів, коливання барабана пральної машини.

R. Zinko, O. Serkiz

RESEARCH OF WORK OF WASHING-MACHINE OF DRUM TYPE.

Formulas which determine influence of structural parameters of wash-tube and regime parameters of process of quench of soft goods are resulted. Formulas are confronted with experimental information, that allowed to enter a correcting coefficient. Calculations with the specified formulas are conducted for the concrete model of washing-machine. Findings can be used for the choice of rational parameters of the system of vibroisolation of washing-machines, liable as to the linear vibrations at a quench.

Keywords: washing machines, process vidtyskannya products, fluctuations drum washing machine.

Зінько Р.В., Серкіз О.Р.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТЫ СТИРАЛЬНОЙ МАШИНЫ БАРАБАННОГО ТИПА.

Приведены формулы, которые определяют влияние конструктивных параметров стирального барабана и режимных параметров процесса отжима текстильных изделий. Формулы сопоставлены с экспериментальными данными, что позволило ввести корректирующий коэффициент. Расчеты с уточненными формулами проведены для конкретной модели стиральной машины. Полученные данные могут быть использованы при выборе рациональных параметров системы виброизоляции стиральных машин, подверженных как линейным колебаниям при отжиме.

Ключевые слова: стиральные машины, процесс отжима изделий, колебания барабана стиральной машины.

Вступ. Значна віброактивність пральних машин барабанного типу є суттєвим недоліком, що спричинює 70-80% відмов при їх експлуатації. А також чинить негативну віброакустичну дію на обслуговуючий персонал. Конструктивні особливості і режимні параметри обумовлюють значний рівень вібрації пральних машин при відцентровому відтисканні, що негативно впливає на їх технічний стан, знижує споживчі властивості і конкурентоспроможність машин, підвищує рівень енергоспоживання. Знакозмінні напруження, що викликаються вібраційними діями, призводять до поступового послаблення нерухомих з'єднань, до появи втомних тріщин і руйнування конструктивних елементів машин і їх відмов, порушення роботи приладів автоматики, зниження продуктивності машин.

Тому створення ефективних методів і засобів віброзахисту вібронавантаженого побутового обладнання є одним з найважливіших техніко-економічних і соціальних завдань.

Аналіз стану проблеми. Питання динаміки пральних машин барабанного типу, методів і технічних засобів захисту від вібрації розглянуті у ряді наукових робіт вітчизняних і зарубіжних авторів: Малигін А.В. [8], Алехин С.Н. [3], Минаев-Цикановский В.А. [9], Трабская Е.Е. [14], Рябинський Л.М. [13], Фетисов В.Г. [15], Немзер А.Ю. [10], Фетисов, В.Г. [15], Ройзман В.П. [12], Лебедев В.С. [7]. Аналіз публікацій, присвячених дослідженню динаміки пральних машин при відцентровому відтисканні та розробці методів і технічних засобів їх віброзахисту, виявив напрямки досліджень:

1. Дослідження причин виникнення вібрацій.
2. Створення математичних моделей, що описують коливання пральних машин, на основі відомих методів математичного моделювання детермінованих коливань.
3. Створення математичних моделей, що описують коливання пральних машин, з врахуванням стохастичних зовнішніх збуджуючих впливів на поведінку системи.
4. Розроблення методів визначення імовірнісних характеристик зовнішніх збуджуючих сил, що діють на підвісну частину машин при віджиманні.
5. Розроблення науково обґрунтованих рекомендацій по вибору раціональних

конструктивних і режимних параметрів пральних машин, що забезпечують зниження їх віброактивності при випадкових зовнішніх діях.

Причини виникнення вібрації розподіляються так: невірноваженість – 50%, незадовільне центрування – 30%, механічні (окрім центрування), електричні та інші дефекти – 20% [11]. При цьому поліпшення точності балансування на 10% підвищує приблизно на стільки ж його корисну потужність за рахунок зменшення енергії, що витрачається на даремну вібрацію, подовжує термін служби агрегату на 25% і більш, нормалізує умови праці операторів, знижує віброшумове забруднення навколишнього середовища. Моделювання роботи пральної машини барабанного типу проведено в [5].

Мета досліджень. Експериментально дослідити горизонтальні і вертикальні лінійні коливання підвісної частини і співставити їх значення з розрахунковими.

Основний матеріал. Для перевірки теоретичних розрахунків [5,13,15] були проведені експериментальні дослідження. Метою експериментальних досліджень було визначення різниці між розрахунковими і реальними значеннями коливань.

Як об'єкт експериментальних досліджень використовувалася побутова пральна машина Bosch WOB 1600, коливальна система якої включає підвісну частину машини (мийний вузол) і систему віброізоляції (пружно-дисипативну підвіску).

На рис. 1 показаний загальний вид експериментальної установки, що включає досліджувану пральну машину, а також схему кріплення вібродатчиків для реєстрації лінійних і кутових коливань.

Визначалися лінійні коливання підвісної частини при динамічній невірноваженості барабана пральної машини у горизонтальному і вертикальному напрямках при різних обертах барабана, а також різних коефіцієнтах завантаженості.

В табл.1 і табл.2. наведені результати експериментальних досліджень лінійних коливань мийного вузла при динамічній невірноваженості барабана пральної машини.

Аналіз отриманих результатів показав, що при зростанні обертів барабана, співпадіння теоретичних та експериментальних значень різко зменшується (рис. 2 – рис.4). Одним з розв'язків цієї проблеми є використання коректувального коефіцієнта.

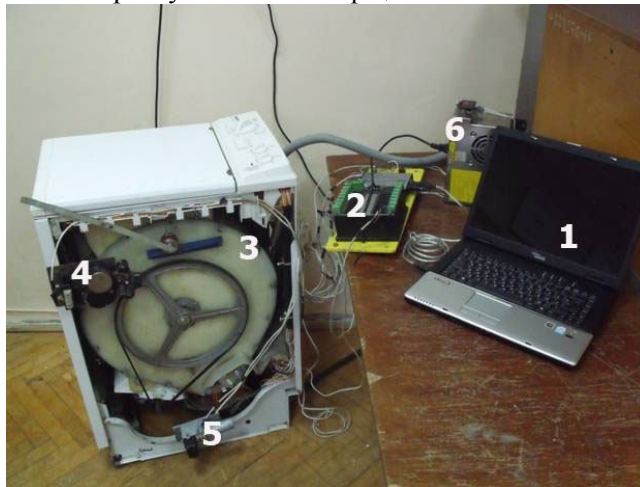


Рис. 1. Загальний вид експериментальної установки: 1 – ноутбук; 2-АЦП; 3 – пральна машина; 4 – датчик горизонтальних переміщень; 5 – датчик вертикальних переміщень; 6 – блок живлення.

Таблиця 1. Амплітуди горизонтальних лінійних коливань підвісної частини, мм

Коеф. завант.	Оберти, рад/с					
	52.3		73.3		94.2	
	Експ.	Розр.	Експ.	Розр.	Експ.	Розр.
0,35	2	2.19	1.9	1.36	1.7	0.433
0,45	2.4	9.59	2.3	0.703	2.2	0.29
0,75	1.3	1.05	1.2	0.286	1.2	0.146

Таблиця 2. Амплітуди вертикальних лінійних коливань підвісної частини, мм

Коеф. завант.	Оберти, рад/с					
	52.3		73.3		94.2	
	Експ.	Розр.	Експ.	Розр.	Експ.	Розр.
0,35	2	2.048	1.5	1.422	1.3	0.439
0,45	2.4	7.05	1.7	0.718	1.5	0.293
0,75	1.5	1.085	1.5	0.289	1.4	0.146

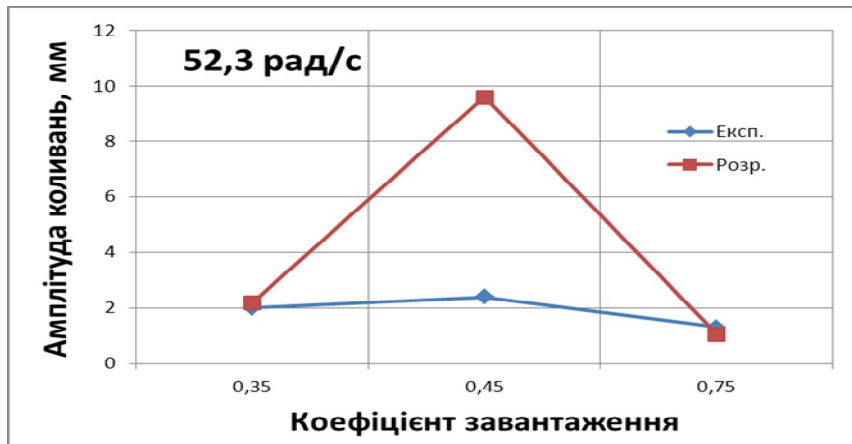


Рис. 2. Розбіжність значень амплітуди коливань при різних коефіцієнтах завантаження при обертах барабана 52,3 рад/с

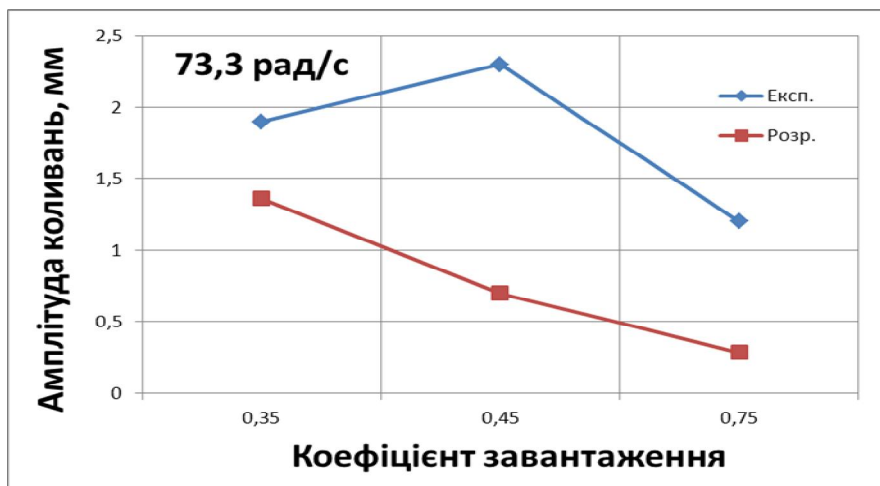


Рис. 3. Розбіжність значень амплітуди коливань при різних коефіцієнтах завантаження при обертах барабана 73,3 рад/с

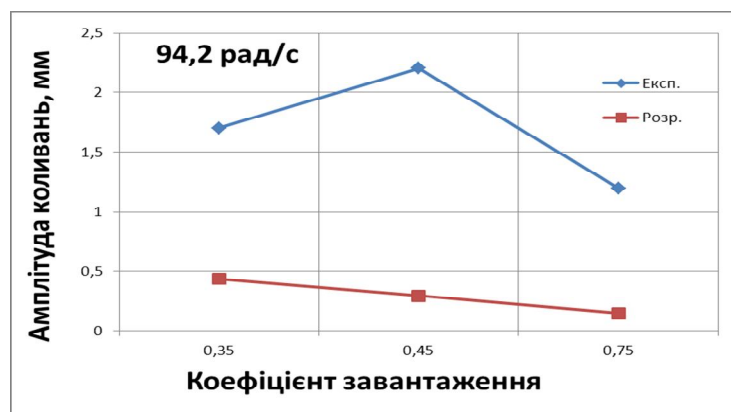


Рис. 4. Розбіжність значень амплітуди коливань при різних коефіцієнтах завантаження при обертах барабана 94,2 рад/с

Для визначення коректувального коефіцієнта визначимо різницю між експериментальними і розрахунковими амплітудами горизонтальних і вертикальних коливань (табл.3, табл.4). В середовищі Excel побудуємо графіки зміни різниці значень амплітудами горизонтальних і вертикальних коливань для різних коефіцієнтів завантаження. Для кривих зміни запишемо тренд, для якого виберемо апроксимаційну поліноміальну криву другого порядку (рис.5, рис.6).

Таблиця 3. Різниця між розрахунковими і експериментальними амплітудами горизонтальних коливань

Коеф. завант.	Оберти, рад/с		
	52,3	73,3	94,2
0,35	0,913	1,397	3,926
0,45	0,250	3,272	7,586
0,75	1,238	4,196	8,219

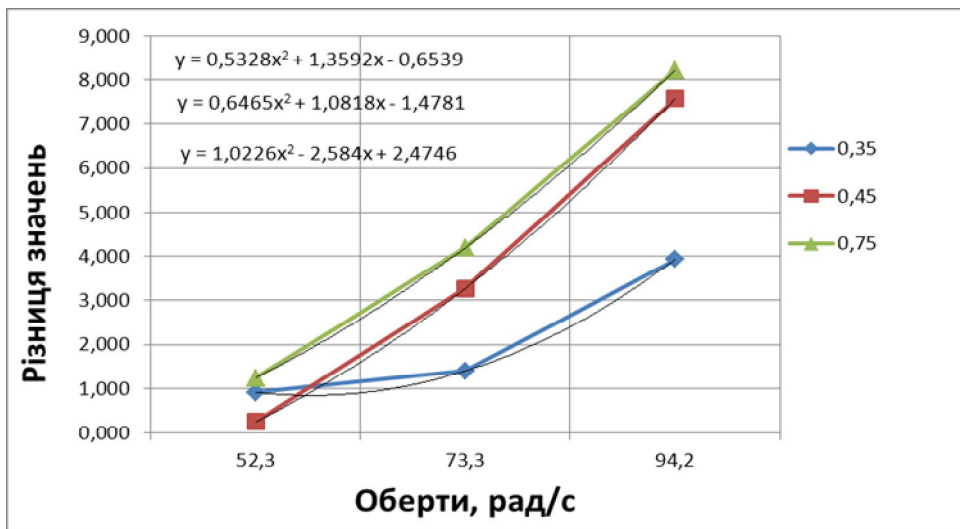


Рис. 5. Зміна різниці значень амплітудами горизонтальних коливань і функції тренду для них

Зведемо отримані значення коректувального коефіцієнта для розрахунку горизонтальних і вертикальних коливань підвісної частини пральної машини залежно від коефіцієнта завантаження в табл. 5.

Таблиця 4. Різниця між розрахунковими і експериментальними амплітудами вертикальних коливань

Коеф. завант.	Оберти, рад/с		
	52,3	73,3	94,2
0,35	0,977	1,055	2,961
0,45	0,340	2,368	5,119
0,75	1,382	5,190	9,589

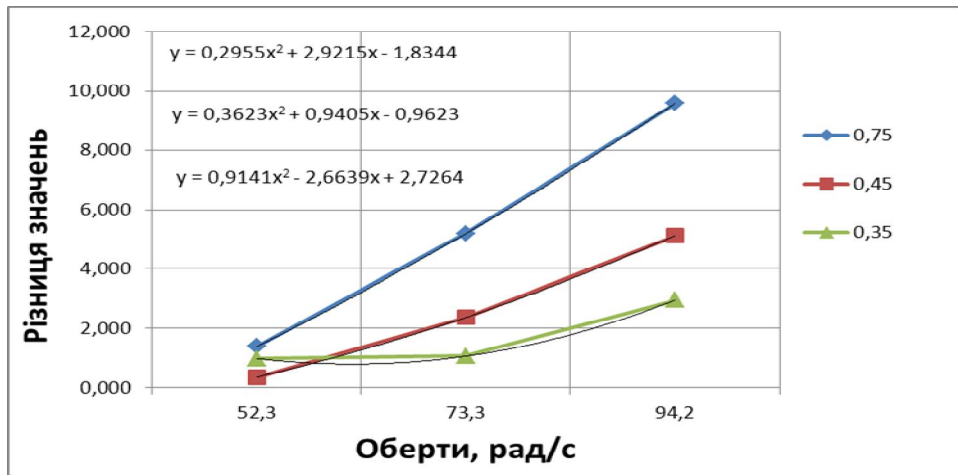


Рис. 6. Зміна різниці значень амплітудами вертикальних коливань і функції тренду для них

Таблиця 5. Функції коректувального коефіцієнта для розрахунку коливань підвісної частини

Коеф. завант.	Колівання підвісної частини	
	Горизонтальні	Вертикальні
0,35	$k = 1,0226\omega^2 - 2,584\omega + 2,4746$	$k = 0,9141\omega^2 - 2,6639\omega + 2,7264$
0,45	$k = 0,6465\omega^2 + 1,0818\omega - 1,4781$	$k = 0,3623\omega^2 + 0,9405\omega - 0,9623$
0,75	$k = 0,5328\omega^2 + 1,3592\omega - 0,6539$	$k = 0,2955\omega^2 + 2,9215\omega - 1,8344$

Відповідно, відкоректовані значення амплітудами горизонтальних і вертикальних коливань матимуть вигляд:

$$y_{кор} = k \cdot \frac{F_o}{\sqrt{(c_y - M\omega^2)^2 + b_y^2 \omega^2}} \quad (1)$$

$$z_{кор} = k \cdot \frac{F_o}{\sqrt{(c_z - M\omega^2)^2 + b_z^2 \omega^2}} \quad (2)$$

На основі аналізу отриманих залежностей вертикальної z і горизонтальної y підвісної частини від різних конструктивних та експлуатаційних параметрів можна зробити висновок, що підвищення значень амплітуд коливань обумовлюється зростанням маси виробів. Зменшення значень ексцентриситету не є вирішальним.

Забезпечити зниження амплітуд коливань можна: розміщенням центр мас підвісної частини повинен на осі обертання барабана; співпадінням осі обертання барабана з головною центральною віссю інерції барабана; рівномірним розподілом білизни з метою співпадіння центру мас підвісної частини і центру мас завантаженого барабана; співпадінням центру жорсткості системи пружних опор з центром ваги підвісної частини, а головних осей жорсткості - з головними центральними осями інерції підвісної частини; співпадінням головних осей постійного в'язкого тертя (осі амортизаторів) з головними центральними осями інерції підвісної частини.

Висновки. Врахування коректувального коефіцієнта системи віброізоляції дало можливість отримати більш точні значення розрахункових параметрів. Це дозволяє ефективніше забезпечувати зниження віброактивності корпусу пральної машини при відтисканні з врахуванням динамічної невірноваженості барабана.

1. Вибрации в технике: справочник в 6-ти томах. Т.1. Колебания линейных систем. – М.: Машиностроение, 1978. – 424 с.
2. Вибрация в механизмах и машинах: тр. МВТУ / Под ред. К.В. Фролова и В.А. Никонова – М.: МВТУ, 1988. – № 504. – 69 с.
3. Алехин С. Н. Теоретические и экспериментальные исследования динамики стиральных машин барабанного типа: дис. канд. техн. наук: 05.02.13 / С. Н. Алехин. – М., 2000. – 290 с.
4. Алехин С. Н., Фетисов И. В., Фетисов В. Г., Алехин А. С., Кузнецов А. Е. Метод расчета эксцентриситета центра масс текстильных изделий при центробежном отжиме в стиральных машинах барабанного типа // Человек и общество: на рубеже тысячелетий: материалы международной научной конференции. – Воронеж: ВГПУ, 2011. – Вып. 51. – С. 350–366.
5. Зінько Р. В. Моделювання роботи пральної машини барабанного типу / Зінько Р. В., Серкіз О. Р.,

- Іванкович Н. В. // Технологічні комплекси – 2014, №1(9). – С. 118 – 121.
6. Ивович И. А. Защита от вибрации в машиностроении / И. А. Ивович, В. Я. Онищенко. – М.: Машиностроение, 1990. – 272 с.
 7. Лебедев В. С. Расчет и конструирование типовых машин и аппаратов бытового назначения / В. С. Лебедев.– М.: Легкая и пищевая промышленность, 1982.– 328 с.
 8. Мальгин А. В. Снижение виброактивности стирально-отжимных машин бытового назначения: дисс. канд. техн. наук: 05.02.13 / А. В. Мальгин. – М., 1991.– 127с.
 9. Минаев-Цикановский В. А. Самобалансировка внутренних барабанов комбинированных прачечных машин / В. А. Минаев-Цикановский. М.: Банно-прачечное хозяйство, 1961. – Вып.7. – С. 48–56.
 10. Немзер А. Ю. Расчет и конструирование машин для обезвоживания текстильных материалов / А. Ю. Немзер, А. С. Летин. М.: (ЦНИИТЭстроймаш), 1968. – Серия 3. – 79 с.
 11. Никифоров А. Н. Состояние проблемы уравнивания роторов. / А. Н. Никифоров. М.: Вестник научно-технического развития, 2013. – №4 (68). – С. 20–28.
 12. Ройзман В. П. Улучшение эксплуатационных показателей барабанных стиральных машин путем совершенствования подшипниковых опор вала барабана / В. П. Ройзман // М.: Сб. ЦНТИ «Поиск», 1991.– № 5. – С. 53–57.
 13. Рябинький Л. М. Исследование виброизоляции стирально-отжимных машин для текстильных материалов: дисс. канд. техн. наук /Л. М. Рябинький. – Л., 1972.– 153 с.
 14. Трабская Е. Е. Динамика разгона внутреннего барабана комбинированной стиральной машины / Е. Е. Трабская, В. А. Минаев-Цикановский. – М.: Банно-прачечное хозяйство, 1961. – Вып.7. – С. 57-68.
 15. Федорец В. А., Петко И. В., Усольцев А. М., Волошин В. А. Моделирование процесса движения материала, перемешиваемого во вращающемся барабане с гребнями – К.: НТУУ [КГП], – 1998.– Том 1. – С. 184–192
 16. Фетисов В. Г. Исследование процесса колебаний подвесной части стиральной машины при случайных воздействиях / В. Г. Фетисов, С. Н. Алёхин, И. В. Фетисов, А. С. Алёхин // Научно-технический и производственный журнал. Швейная промышленность, 2010.– № 3. – С. 46–47.

Стаття прийнята до друку 06.04.2015.

Н. Т. Зубовецька

Луцький національний технічний університет

СИСТЕМА ПІДТРИМКИ ПРИЙНЯТТЯ РІШЕНЬ У ВЕРСТАТОБУДУВАННІ

Розглянуто основні принципи функціонування систем підтримки прийняття рішень у верстатобудуванні та їх застосування при проектуванні верстатів і верстатного устаткування. Створено власний програмний засіб підтримки прийняття проектних рішень, здійснено його аналіз та тестування.

Ключові слова: система підтримки прийняття рішень (СППР), програма, опори шпинделя, апробація.

Н. Т. Зубовецкая

СИСТЕМА ПОДДЕРЖКИ ПРИНЯТИЯ РЕШЕНИЙ В СТАНКОСТРОЕНИИ

Рассмотрены основные принципы функционирования систем поддержки принятия решений в станкостроении и их применения при проектировании станков и станочного оборудования. Создан собственный программный продукт поддержки принятия проектных решений, осуществлено его анализ и тестирование.

Ключевые слова: система поддержки принятия решений, программа, опоры шпинделя, апробация.

N. Zubovets'ka

DECISION SUPPORT SYSTEM IN MACHINE-TOOL BUILDING

In the paper it was shown basic principles of decision support systems in machine-tools building and their application in the design of machine-tools and machine-tools equipment. It was created an own software project of decision support system and made its analysis and testing.

Keywords: decision support system, program, spindle bearings, testing.

Постановка проблеми. Системи підтримки прийняття рішень (СППР) виникли на початку 70-х років минулого століття завдяки подальшому розвитку управлінських інформаційних систем і представляють собою системи, розроблені для підтримки процесів прийняття рішень в складних слабкоструктурованих ситуаціях, пов'язаних із розробленням і прийняттям рішень. На розвиток СППР (англ. DSS—Decision Support System), істотно вплинули вражаючі досягнення в галузі інформаційних технологій. Враховуючи значні втрати при помилковому прийнятті рішень в машинобудуванні, які пов'язані зі значною вартістю верстатного обладнання і великою кількістю альтернатив при прийнятті конструкторських і технологічних рішень, впровадження спеціалізованих СППР в машинобудуванні є важливою задачею. Застосування сучасних СППР у сукупності з розвинутими інформаційними базами для підтримки діяльності осіб, що приймають рішення (ОПР) в машинобудуванні, зокрема у верстатобудуванні, здатні також підвищити якість і скоротити терміни розробки нових конструкцій і технологій.

Це зумовлено зростанням динамізму процесу проектування, збільшенням взаємозалежності багатьох рішень, різким темпом науково-технічного прогресу. Конструктори і технологи (ОПР), приймаючи рішення, стикаються зі складним вибором, із необхідністю розгляду множини альтернативних варіантів. Для оцінювання варіантів використовуються знання фахівців, складні аналітичні розрахунки, наукові дослідження, засоби сучасних інформаційних технологій. Питання підтримки рішень на всіх стадіях цього процесу (цілевиявлення, розроблення та прийняття рішень, організація виконання й контроль) стають усе актуальнішими. Фактично проблема полягає в автоматизації творчої частини праці конструкторів, які приймають рішення, за реальних умов. У верстатобудуванні поки що немає широкого досвіду застосування СППР тому проблеми, які розглядаються у цій роботі, є своєчасними й актуальними. Метою даної роботи є розгляд основних принципів функціонування систем підтримки прийняття рішень у верстатобудуванні та їх застосування при проектуванні верстатів і верстатного устаткування, а також створення власного програмного засобу підтримки прийняття проектних рішень та здійснення його аналізу і тестування.

Основний зміст дослідження. До класу слабкоструктурованих (змішаних, напівструктурованих) проблем відносяться ті, що мають як кількісні, так і якісні елементи, причому маловідомі і невизначені акценти проблеми мають тенденцію домінувати. Для таких задач характерним є відсутність методів розв'язку на основі безпосередніх перетворень даних. Постановка таких завдань потребує прийняття рішень за умов недостатності інформації. До типових слабкоструктурованих проблем в області конструювання і технології належать проблеми, для яких характерні такі особливості: широкий діапазон альтернатив; рішення залежить від

неповноти поточних технологічних досягнень; запропоновані рішення вимагають вкладання великих ресурсів і пов'язані з елементами ризику; неповністю визначені вимоги стосовно вартості і часу рішення проблеми; проблема складна через необхідність комбінувати різні ресурси для її розв'язання [1].

Прийняття рішення (оцінка рішення) – це вибір одного з деякої множини варіантів: $E_i \subseteq E$, $i = 1, 2, \dots, m$. При цьому кожним варіантом E_i однозначно визначається деякий результат оцінки e_i . Шукаємо варіант з найбільшим значенням результату, тобто мета вибору - $\max_i e_i$ [2]. Вибір оптимального варіанту проводиться за допомогою критерію:

$$E_0 = \left\{ E_{i_0} \mid E_{i_0} \subseteq E \wedge e_{i_0} = \max_i e_i \right\}. \quad (1)$$

Це правило читається, що безліч E_0 оптимальних варіантів складається з тих варіантів E_{i_0} , які належать безлічі E всіх варіантів, і (\wedge) оцінка e_{i_0} яких максимальна серед всіх оцінок e_i . У загальному випадку в складних інформаційних структурах (ІС) кожному допустимому варіанту рішення E_i внаслідок різних зовнішніх умов можуть відповідати різні зовнішні умови (стани) F_j і результати рішень e_{ij} . Під результатом рішення e_{ij} тут можна розуміти оцінку, відповідну варіанту E_i і умовам F_j , що характеризує економічний ефект (прибуток), корисність або надійність, тобто корисністю рішення. Сімейство рішень описується деякою матрицею рішень $\|e_{ij}\|$. Об'єм сімейства (розмір матриці) пов'язаний як з об'ємом інформації, так і з різноманіттям технічних і організаційних можливостей. Оціночна функція зводить матрицю рішень $\|e_{ij}\|$ до одного стовпця $\|e_{ir}\|$, приписуючи, таким чином, кожному варіанту E_i деякий результат e_{ir} , що характеризує, в цілому, всі наслідки цього рішення. Якщо, наприклад, наслідки кожного з альтернативних рішень характеризувати комбінацією з його найбільшого і найменшого результатів, то можна прийняти:

$$e_{ir} = \max_j e_{ij} + \min_j e_{ij}. \quad (2)$$

З цього витікає спосіб побудови оцінюючих функцій. Як найкращий в цьому сенсі результат згідно формули (2) є: $\max_i e_{ir} = \max_i (\max_j e_{ij} + \min_j e_{ij})$ - компроміс між якнайкращим і якнайгіршим рішеннями.

Дослідниками проблем прийняття рішень запропоновані чисельні оцінюючі функції [2], в тому числі в умовах ризику і невизначеності, в яких ОПР приймає рішення. Деякі з них набули широкого поширення в проектній діяльності. Результати, отримані по різним оцінюючим функціям, можуть істотно розрізнятися, при тому вибір критерію визначається тільки ОПР. Будь-яке технічне або економічне рішення в умовах неповної інформації – свідоме або неусвідомлене – ухвалюється відповідно до якої-небудь оцінюючої функції. Як тільки це відбувається, висновки відповідних рішень стають більш досяжними, що дозволяє покращити їх якість. При цьому вибір оцінюючих функцій завжди повинен здійснюватися з урахуванням кількісних характеристик ситуації, в якій ухвалюється рішення [3]. Для апробації ідеології програмної підтримки прийняття рішень конструкторами і технологами у верстатобудуванні на кафедрі КПВ та ТМ Луцького НТУ була розроблена програма «DSS» в інтегрованому середовищі Borland Delphi-7, метою якої є вибір найоптимальнішої альтернативи з множини усіх запропонованих у відповідності та за допомогою обраної користувачем методології. Програма забезпечує ведення бази даних, її коректування, пошук та обробку необхідної інформації для прийняття рішень, створення вихідних даних. Користувачський інтерфейс програми підтримки прийняття рішень «DSS» містить 2 основних вікна: 1) головне вікно програми, що зображене на рис. 1; вікно «Прийняття рішень», яке в свою чергу ділиться на 2 вкладки: «Таблиця рішень» «Умови прийняття критерію». Кожне із зазначених вікон програмного засобу «DSS» містить прості формалізовані засоби інтерфейсу (меню, кнопки, заповнення форм та таблиць тощо). Головне вікно дозволяє вибрати 2 режими роботи: створення нової задачі і вибір з бази даних раніше створеної.

Вікно «Умови прийняття критерію» (рис. 2) містить низку операцій, необхідних ОПР для введення потрібної інформації, її корегування, зберігання, пошуку та обробки для підтримки прийняття відповідних рішень. Всі необхідні команди і операції згруповані у відповідні меню та панелі. Панель «Створення нової форми» надає користувачеві можливість прямого редагування внесених даних: ввести назви умов, альтернатив, додати ще один стовпець чи рядок таблиці, а також надати таблиці даних певну назву та зберегти її в базі даних. Всі внесені інформаційні дані та відповідні операції в таблицях будуть мати своє відображення в текстовому файловому документі, тобто в банку ситуацій.

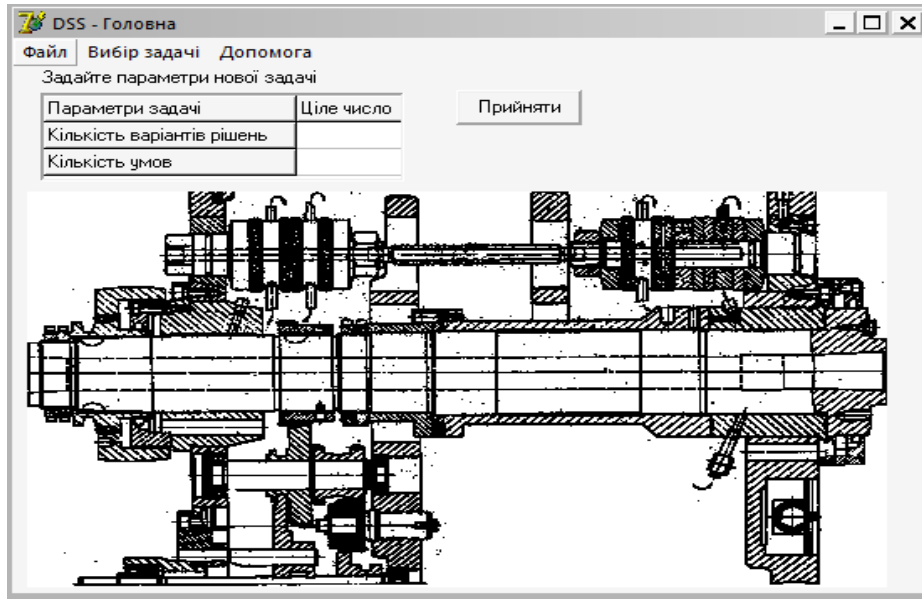


Рис. 1. Головне вікно програми «DSS»

Матриця умов

Умова	Умова_1	Умова_2	Умова_3	Умова_4	Умова_5
Напрямок	0	1	0	1	0
Вага	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20
Ім-сть	0,10	0,20	0,30	0,30	0,10

Матриця рішень

Рішення	F1	F2	F3	F4	F5
Альтернатива_1	50,30	20,00	4,00	11,00	46,00
Альтернатива_2	30,20	22,00	6,00	10,00	56,00
Альтернатива_3	58,30	17,00	7,00	9,00	66,00
Альтернатива_4	60,70	15,00	3,00	13,00	48,00
Альтернатива_5	45,30	28,30	5,00	18,00	49,00

Робота з базою даних

Обробка таблиць

- 1. Таблиця 1
- 2. Мобільні телефони
- 3. Вибір фін. стратегії

Створення нової форми

- Назви умов
- Назви рішень
- Додати стовпчик
- Додати рядок
- Зберегти під назвою
- Назва нової таблиці
- Підтвердити нову назву

Панель вибору рішень

- Вибрати критерій
- Рекомендований критерій
- Застосувати обраний критерій
- Аналізувати за можливими критеріями

Панель документування

- У базу рішень
- Друкувати

На головну Вихід

Рис. 2. Вікно «Умови прийняття критерію»

Додаткова панель вибору критерію (рис. 3) допомагає ОПР визначити необхідний метод для пошуку найкращої альтернативи. У відповідності до внесеної інформації у панель вибору критерію програма вибирає із наявного списку оцінюючих критеріїв найбільш ефективний в даній ситуації. Таблиця відповідності умов і критеріїв подається у вигляді матриці, що складається з одиниць та нулів. Умови вибору критерію взяті у відповідності до властивостей окремого критерію і пронумеровані наступним чином:

1. Поява зовнішніх станів: відома і залежить від t .

2. Поява зовнішніх станів: відома і не залежить від t.
3. Поява зовнішніх станів: не відома.
4. Зовнішні стани: враховуються.
5. Зовнішні стани: не враховуються.
6. Реалізація рішень: 1 раз.
7. Реалізація рішень: декілька разів.
8. Реалізація рішень: безліч разів.
9. Ризик: відсутній.
10. Ризик: наявний.
11. Схильність ОПР до ризику - схильний.
12. Схильність ОПР до ризику - нейтральний.
13. Схильність ОПР до ризику - не схильний.

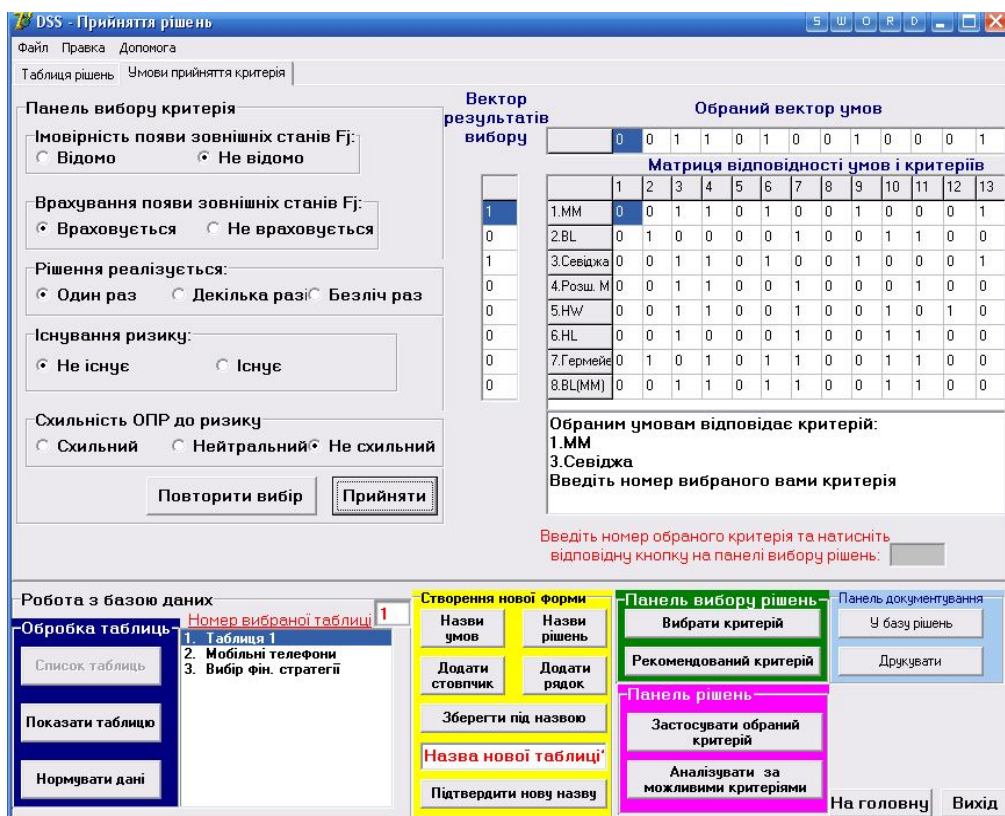


Рис. 3. Панель вибору критерію

При натисканні кнопки «Прийняти» відбувається процедура порівняння відповідних значень обраного вектора умов із відповідними значеннями матриці відповідності умов і критеріїв, а також формується вектор результатів вибору та з'являється повідомлення про вибір рекомендованого критерію. Якщо немає жодного рекомендованого критерію, то у векторі результатів вибору відображається кількість розбіжностей між внесеними умовами та матрицею відповідності умов і критеріїв, а також з'являється відповідне повідомлення з рекомендованими діями. У цьому випадку ОПР сама обирає необхідний критерій в залежності від кількості розбіжностей чи ввести додатковий критерій або розробити новий. Програма дозволяє поповнювати список оцінкових критеріїв розробкою нового модуля в процедурах «DSS» (інструкція в меню «Допомога» головного вікна (див. рис. 1).

Програма «DSS» була апробована на низці типових проектних задач. В даній роботі приводиться приклад вибору типу ущільнення опор шпинделя. Тип ущільнення опор шпинделя обирається керуючись наступними факторами: гранична швидкохідність dn_{max} , характер розташування опори і переднього кінця шпинделя, умови роботи ущільнення та ін. В роботі [4]

наведені типи ущільнень, які застосовуються в шпindelних вузлах та умови їх використання, які складені на базі накопичуваного досвіду конструювання і експлуатації.

До якості герметизації шпindelних вузлів (ШВ), що забезпечується ущільнювальними пристроями (далі ущільненнями), ставляться все більш високі вимоги. Конструктивні і експлуатаційні параметри ущільнень вибирають на стадії проектування, і вони залежать від умов роботи ШВ, типу системи змащування, розташування осі обертання шпindеля та інших параметрів. Тому їх доцільно вибирати на основі розрахунків, що оцінюють герметичність, тепловиділення і довговічність ущільнень у заданому режимі роботи ШВ з урахуванням способу підведення ЗОР у зону різання і можливості вбудовування у ШВ.

У тих випадках, коли проведення точних розрахунків за якихось причин здійснити важко (наприклад, при відсутності методики програмного забезпечення), пропонується використовувати таблицю відповідності конструктивних і експлуатаційних параметрів, складену з досвіду проектування. Користаючись цією таблицею, можна оцінити застосування («1» — позитивна відповідь, «0» — негативна) широко розповсюджених ущільнень в залежності від їхнього розташування, методу мащення опор, параметра dn_{max} - швидкохідності шпindеля, місця розташування привода та інших умов. При цьому можна одержати на екрані терміналу зображення необхідної конструкції ущільнення для кожної опори і потім після детального конструкторського підбору ШВ визначити конструктивні і експлуатаційні параметри ущільнень. Таким чином, маємо 14 умов використання і 15 альтернатив (типів ущільнень) для вибору: $F_j, j = \overline{1,14}; E_i, i = \overline{1,15}$.

Формалізовані ескізи і конструктивні параметри ущільнень зберігаються в спеціальній базі даних у вигляді окремих графічних файлів, які можуть використовуватися при виготовленні ескізного креслення шпindelного вузла.

В табл. 1 показана трансформована матриця вибору ущільнення передньої опори шпindеля. Тут виконаний перехід від поняття частоти застосування до бальних оцінок. Так, метод мащення опори оцінюється за рівнем складності і вартості ущільнення. Наприклад, мащення опори пластичним матеріалом (нижча оцінка 5) простіше ніж мащення приском (вища оцінка 1). При цьому оцінка «0» означає що даний вид мащення не використовується для цього ущільнення.

Таблиця 1. Трансформована матриця вибору ущільнення передньої опори шпindеля

E_i	Умови вибору F_i													
	F_1	F_2	F_3	F_4	F_5	F_6	F_7	F_8	F_9	F_{10}	F_{11}	F_{12}	F_{13}	F_{14}
01a	0	4	3	2	0	1	0	0	1	0	3	0	2	3
02	5	4	0	0	0	1	2	3	1	0	0	0	2	3
03	5	4	0	2	0	1	2	3	1	0	3	1	2	0
04	5	4	0	2	0	1	2	3	1	0	3	1	2	0
05a	5	4	0	2	0	1	2	3	1	0	3	1	2	0
06	0	0	3	0	0	1	2	0	1	0	0	1	2	0
06	5	4	0	0	0	1	2	0	1	0	3	1	2	0
07	5	4	0	2	0	1	2	3	1	0	3	1	2	0
08	0	4	3	2	1	1	2	3	1	0	0	1	2	3
09	0	4	3	0	1	1	2	0	0	0	3	0	2	3
10	5	4	0	0	0	1	2	3	1	2	0	1	2	0
10a	0	4	0	2	0	1	2	3	1	2	0	1	2	3
15	0	4	3	2	1	1	2	3	0	0	3	1	2	3
16	5	4	0	2	0	1	2	3	1	2	3	1	2	3
16a	0	0	3	0	1	1	2	3	1	0	0	1	2	3

Факторами невизначеності при виборі типу ущільнення передньої опори шпindеля є: різні частоти обертання при різних видах обробки на верстаті; розташування осі обертання при повороті шпindelної головки; можливі стани зовнішнього середовища при експлуатації верстата, які заздалегідь конструктору невідомі. Усі ці фактори роблять умови обирання типу ущільнення не визначеними при наявності багатьох альтернатив.

Результати роботи з програмою «DSS» і вікно вибору критерію при обиранні типу ущільнення надані на рисунках 4 і 5. В даному випадку обрано ущільнення №16 з оцінкою 2,070.

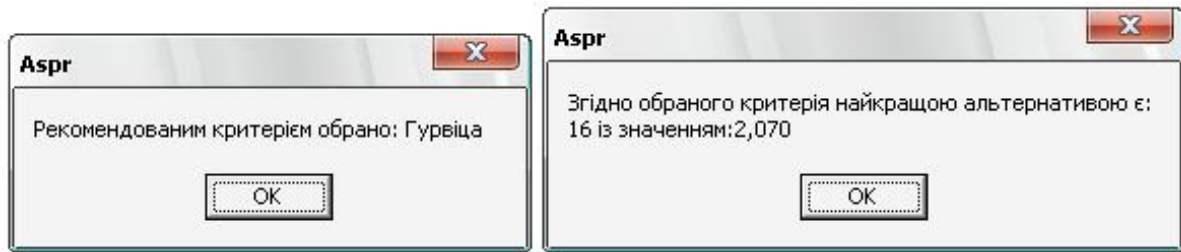


Рис. 4. Результати роботи з програмою «DSS» при обиранні ущільнення



Рис. 5. Вікно вибору критерію при виборі типу ущільнення.

Висновки.

В результаті проведених досліджень було розроблено:

1. Інструментарій головного вікна програми „DSS”.
2. Процес прийняття рішень в програмі „DSS”.
3. Програму „DSS” підтримки прийняття рішень проектувальником при вирішенні задач за умов невизначеності і багатьох альтернатив.
4. Програму „DSS” протестовано на прикладі вибору типу ущільнення опор шпинделя

1. Лескин А. А., Мальцев В. Н. Системы поддержки управленческих и проектных решений. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-е, 1990. – 197 с.
2. Мушик Э., Мюллер П. Методы принятия технических решений – М.: Мир, 1990. – 208с.
3. Вопросы анализа и процедуры принятия решений / Под ред. И. Ф. Шахнова. – М.: Мир, 1986. – 250 с.
4. Соколов Ю. Н., Левин А. И. Пути автоматизации расчётно-конструкторских работ в станкостроении. – Станки и инструмент, 1976, №8, – С. 3–5

Стаття прийнята до друку 28.04.2015.

УДК 621.983

В. Л. Калюжний, Я. С. Олександренко*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»***ВЛИВ КУТА МАТРИЦІ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ВИРОБІВ ПРИ ХОЛОДНІЙ РОЗДАЧІ ТРУБЧАТИХ ЗАГОТОВОК З ДІЄЮ ТИСКУ РІДИНИ НА ВНУТРІШНЮ ПОВЕРХНЮ ЗАГОТОВКИ**

З використанням методу скінченних елементів досліджено вплив кута конуса матриці на енергосилові затрати процесу роздачі, форму і розміри виробів при закритій роздачі трубчатих заготовок з нержавіючої сталі з дією тиску рідини на внутрішню поверхню заготовки. Для трьох різних значень кута визначені залежності зусилля роздачі від переміщення пуансонів, встановлений напружено-деформований стан та ступінь використання ресурсу пластичності в zdeформованому металі. Визначений розподіл нормальних напружень на контактних поверхнях між заготовкою та деформуючим інструментом, кінцеві форма та розміри отриманих виробів. Аналізом встановлено зростання коефіцієнту роздачі, максимального значення зусилля та переміщення пуансонів в кінці процесу, а також зменшення товщини стінки zdeформованої заготовки в зоні роздачі зі збільшенням кута конуса матриці.

Ключові слова: роздача, трубчата заготовка, метод скінченних елементів, коефіцієнт роздачі, тиск рідини, напружено-деформований стан.

*Рис. 6. Літ. 7.***В. Л. Калюжний, Я. С. Олександренко****ВЛИЯНИЕ УГЛА МАТРИЦЫ НА ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ИЗДЕЛИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ РАЗДАЧЕ ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВОК С ДЕЙСТВИЕМ ДАВЛЕНИЯ ЖИДКОСТИ НА ВНУТРЕННЮЮ ПОВЕРХНОСТЬ ЗАГОТОВКИ**

С использованием метода конечных элементов исследовано влияние угла конуса матрицы на энергосиловые затраты процесса раздачи, форму и размеры изделий при закрытой раздаче трубчатых заготовок из нержавеющей стали с действием давления жидкости на внутреннюю поверхность заготовки. Для трех различных значений угла определены зависимости усилия раздачи от перемещения пуансонов, установлено напряженно-деформированное состояние и степень использования ресурса пластичности в zdeформированном металле. Определено распределение нормальных напряжений на контактных поверхностях между заготовкой и деформирующим инструментом, конечные форма и размеры полученных изделий. Анализом установлено увеличение коэффициента раздачи, максимального значения усилия и перемещения пуансонов в конце процесса, а также уменьшение толщины стенки zdeформированной заготовки в зоне раздачи с увеличением угла конуса матрицы.

Ключевые слова: раздача, трубчатая заготовка, метод конечных элементов, коэффициент раздачи, давление жидкости, напряженно-деформированное состояние.

V. L. Kaluzhny, Ya. S. Oleksandrenko**INFLUENCE OF MATRIX ANGLE FOR FORMING OF THE PRODUCT BY BULGING TUBULAR WORKPIECES IN COLD WITH THE ACTION OF FLUID PRESSURE ON THE INNER SURFACE OF THE WORKPIECE**

There are investigated influence of the matrix cone angle on the energy-force costs of bulging, shape and size of the products at the closed bulging of tubular workpieces of stainless steel with the action of the fluid pressure on the inner surface of the workpiece by the finite element method. There're identified dependence of the bulging's forces of moving the punches, established the stress-strain state and the degree of using of the resource of plasticity in deformed metal for three different values of the matrix angle. Identified the allocation of normal stress on the contact surfaces between the workpiece and deforming tool, the final shape and size of the products. Established the increase of bulging's coefficient, the maximum force and displacement of the punches at the end of process, and the decrease of the deformed workpiece's wall thickness in the bulging's zone with increase of matrix cone angle by analysis of the theoretical results.

Keywords: bulging, tubular workpiece, finite element method, the bulging's coefficient, fluid pressure, the stress-strain state.

У машинобудуванні, атомній енергетиці, нафтовидобувній промисловості та будівельній індустрії використовуються штамповані деталі трубопровідної арматури. Серед таких деталей широко поширені перехідники. Перехідники можуть бути конічні, криволінійні, увігнуті і опуклі. Для виготовлення перехідників використовується холодна роздача трубчатих заготовок. Роздачу трубчастих заготовок також використовують як попередню операцію для виготовлення з'єднувальних елементів з фланцями різної конфігурації. Основним показником при холодній формозміні роздачею є коефіцієнт роздачі $k_p = D/D_o$ [1-4]. Тут D - найбільший діаметр

здеформованої частини трубчатої заготовки, D_o - зовнішній діаметр заготовки. Величина коефіцієнта роздачі k_p обмежена з одного боку втратою стійкості стінки циліндричної частини заготовки при роздачі, а з іншого - руйнуванням торця zdeформованої частини заготовки у зв'язку з потоншенням стінки. У зазначених джерелах наведені рекомендації з проектування процесів відкритої і закритої роздачі, а також штампового оснащення. Одним з напрямків інтенсифікації процесів роздачі, яке направлене на підвищення коефіцієнта роздачі k_p , є використання пуансона спеціального профілю [5, 6]. Використання вказаного пуансона дозволяє зменшити вплив сил тертя на контактуючій поверхні та знизити зусилля деформування. Ще одним з напрямків інтенсифікації процесів роздачі є спосіб закритої роздачі з дією тиску рідини на внутрішню поверхню трубчатої заготовки [7]. В зазначеному джерелі була запропонована схема роздачі, яка забезпечує двосторонній рух пуансонів з створенням тиску рідини на внутрішню поверхню заготовки, без застосування спеціального пресового обладнання подвійної дії та спеціалізованого насосного обладнання для подачі рідини і створення тиску. Тиск рідини на внутрішню поверхню заготовки пропорційний зусиллю осевого стискання і збільшується зі зростанням ступеню деформації заготовки.

Також встановлено більш висока ефективність способу закритої роздачі з дією тиску рідини на внутрішню поверхню заготовки в порівнянні з способом відкритої роздачі традиційним конусним пуансоном, при цьому коефіцієнт роздачі підвищився в 1,4 рази.

Розрахункова схема процесу закритої роздачі з дією тиску рідини на внутрішню поверхню заготовки представлена на рис. 1. Заготовка 1 встановлена в порожнині, яка утворена конусними напівматрицями 2 та 3. Зусилля деформування P_A передається на заготовку 1 за допомогою верхнього та нижнього пуансонів 4 і 5 відповідно. Пуансони 4 та 5 переміщуються з однаковою швидкістю $V_0=2$ мм/с. На внутрішню поверхню заготовки 1 діє тиск рідини q , що запобігає передчасній втраті стійкості стінки заготовки і призводить до збільшення коефіцієнта роздачі. Тиск рідини q змінюється пропорційний зусиллю P_A і збільшується зі зростанням ступеню деформації.

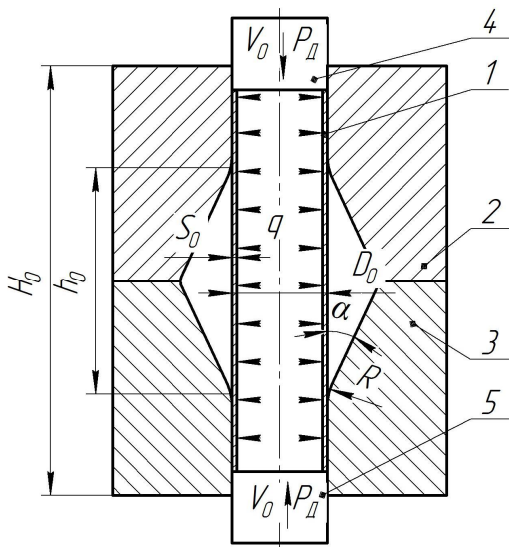


Рис. 1. Розрахункова схема процесу закритої роздачі з дією тиску рідини q на внутрішню поверхню заготовки

Холодній роздачі підлягали трубчаті заготовки з нержавіючої сталі 12X18H10T, висотою $H_0 = 160$ міліметрів (мм), діаметром $D_0 = 40$ мм і товщиною стінки $S_0 = 2$ мм. Розміри напівматриць: $R = 20$ мм, $h_0 = 95$ мм, кут напівматриць α брали: $\alpha = 20^\circ, 25^\circ$ і 30° . Задачу формозміни заготовки вирішували в пружно-пластичній постановці зі зміцненням.

Зусилля деформування, розподіл нормальних напружень на конусній поверхні напівматриці та загальний вигляд виробу в розрізі зображені на рис. 2. Залежності зусилля роздачі від переміщення пуансонів з різними кутами напівматриць наведено на рис. 2а. Зі збільшенням кута матриці α зростають максимальні значення зусилля роздачі та переміщення пуансонів в кінці процесу. Зусилля досягають максимальних значень для $\alpha = 20^\circ - P_A = 288$ кН при переміщенні пуансонів 11 мм; для $\alpha = 25^\circ - P_A = 347$ кН при переміщенні пуансонів 14,4

мм; для $\alpha = 30^\circ - P_A = 378$ кН при переміщенні пуансонів 16,9 мм.

На рис. 2б зображено розподіли нормальних напружень на конусній поверхні напівматриці при максимальному значенні зусилля роздачі для різних значень кута матриці α . Найбільші значення нормальних напружень виникають в зоні контакту з заготовкою з найбільшим коефіцієнтом роздачі, і досягають значення 1490 МПа при $\alpha = 20^\circ$; 1650 МПа при $\alpha = 25^\circ$; 1680 при $\alpha = 30^\circ$.

Загальний вигляд в розрізі отриманого виробу на прикладі роздачі з кутом матриці $\alpha = 25^\circ$ наведено на рис. 2в.

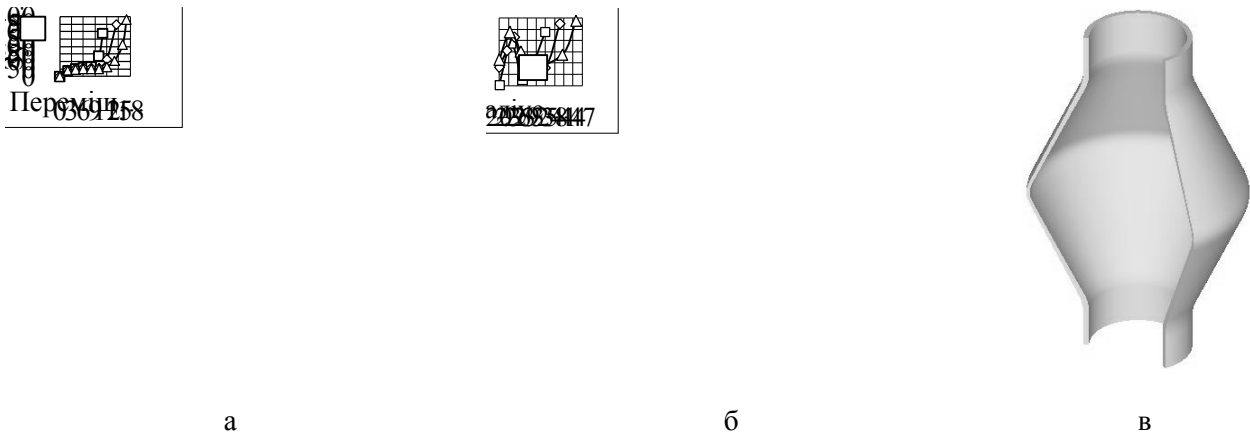


Рис. 2. Залежності зусилля роздачі з дією тиску рідини від переміщення пуансонів (а), розподіл нормальних напружень на конусній поверхні напівматриці (б) та загальний вид виробу в розрізі (в)

Розрахунковим аналізом для розглянутих варіантів роздачі виявлені кінцеві форма і розміри здеформованих заготовок, які наведені на рис. 3. При роздачі з дією тиску рідини найбільший діаметр здеформованих заготовок досягає значень: $D=72,8$ мм при $\alpha=20^\circ$ (рис. 3а), при цьому коефіцієнт роздачі склав $k_p=1,82$; $D=82,6$ мм при $\alpha=25^\circ$ (рис. 3б), коефіцієнт роздачі склав $k_p=2,07$; $D=92,8$ мм при $\alpha=30^\circ$ (рис. 3в), коефіцієнт роздачі склав $k_p=2,32$. При роздачі з дією тиску рідини має місце незначне потовщення стінки в місці переходу циліндричної частини заготовки в здеформовану частину, а також потоншення стінки по довжині здеформованої частини заготовки. Товщина стінки заготовки при роздачі з дією тиску рідини найбільше зменшується в місці максимального діаметра здеформованої заготовки з вихідного значення 2 мм до 1,36 мм при $\alpha = 20^\circ$; до 1,26 мм при $\alpha = 25^\circ$; до 1,05 мм при $\alpha = 30^\circ$.

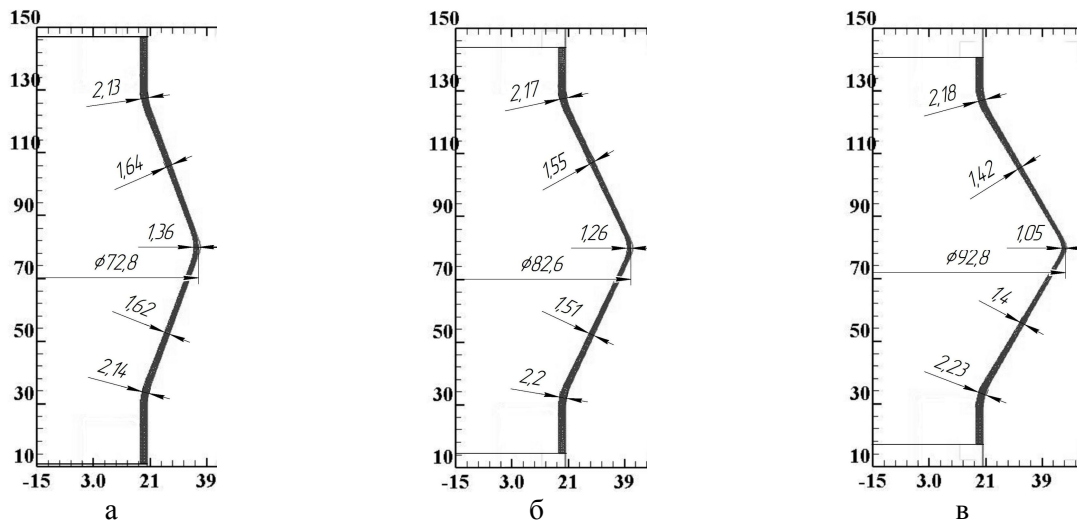


Рис. 3. Форма та розміри в міліметрах здеформованих заготовок при роздачі в матриці з різним кутом α : а - $\alpha = 20^\circ$, б - $\alpha = 25^\circ$, в - $\alpha = 30^\circ$

Моделюванням МСЕ встановлено напружено-деформований стан в здеформованих заготовках, що дозволило визначити ступінь використання ресурсу пластичності ψ здеформованого металу. Пропрацювання структури металу холодною пластичною деформацією і зміцнення здеформованого металу можна оцінити відповідно за розподілом інтенсивності деформацій ε_i та інтенсивності напружень σ_i . На рис. 4 наведено розподіл інтенсивності

деформацій ε_i . Досягнуті величини ε_i напряду залежать від коефіцієнта роздачі k_p . Найбільші значення величини ε_i зосереджено в зоні найбільшої роздачі з поступовим зменшенням до місця переходу zdeформованої конічної частини заготовки в циліндричну. Найбільші значення величини ε_i склали: $\varepsilon_i=0,65$ при $\alpha = 20^\circ$ (рис. 4а); $\varepsilon_i=0,78$ при $\alpha = 25^\circ$ (рис. 4б); $\varepsilon_i=0,92$ при $\alpha = 30^\circ$ (рис. 4в).

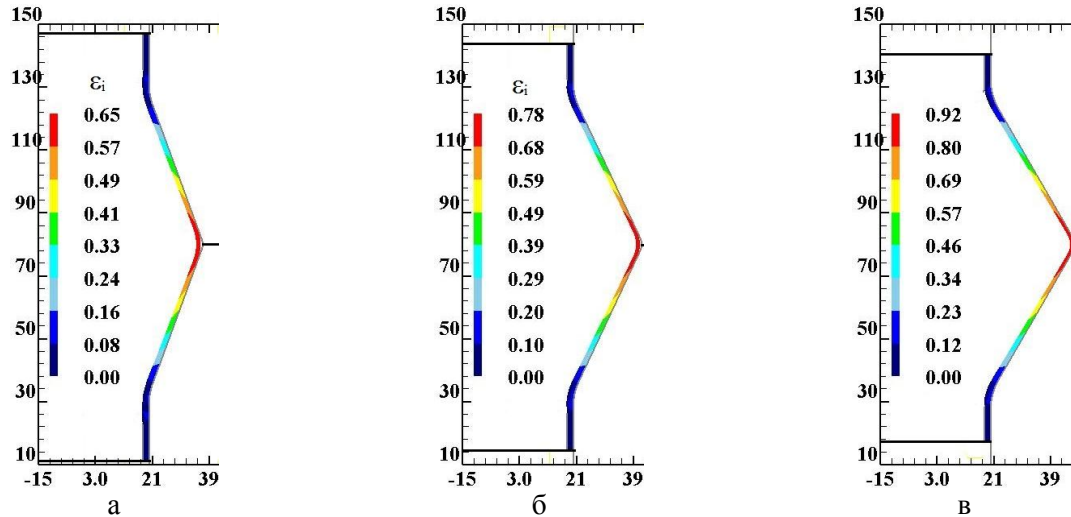


Рис. 4. Розподіл інтенсивності деформацій ε_i в zdeформованих заготовках при роздачі в матрицях з різним кутом α : а - $\alpha = 20^\circ$, б - $\alpha = 25^\circ$, в - $\alpha = 30^\circ$

Розподіл інтенсивності напружень σ_i наведено на рис. 5. Розподіл σ_i для всіх значень кута матриці аналогічний розподілу ε_i . Найбільшого значення величина інтенсивності напружень досягає 1150 МПа.

По напружено-деформованому стану був визначений ступінь використання ресурсу пластичності ψ в об'ємі zdeформованих заготовок після закритої роздачі з дією тиску рідини (рис. 6). Максимального значення ступінь використання ресурсу пластичності ψ досягає: $\psi = 0,65$ при $\alpha = 20^\circ$ (рис. 6а); $\psi = 0,82$ при $\alpha = 25^\circ$ (рис. 6б); $\psi = 1,0$ при $\alpha = 30^\circ$ (рис. 6в).

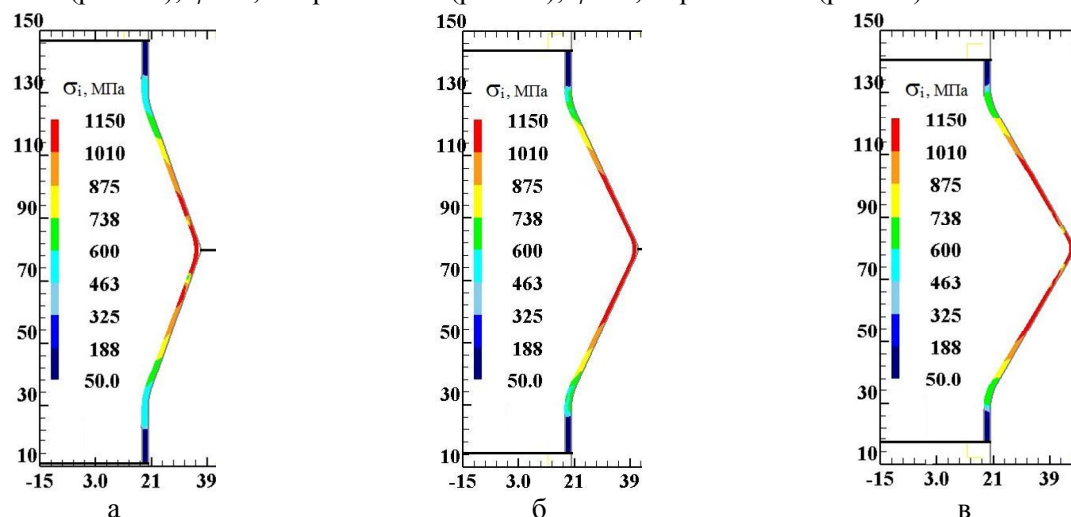


Рис. 5. Розподіл інтенсивності напружень σ_i , МПа в zdeформованих заготовках при роздачі в матрицях з різним кутом α : а - $\alpha = 20^\circ$, б - $\alpha = 25^\circ$, в - $\alpha = 30^\circ$

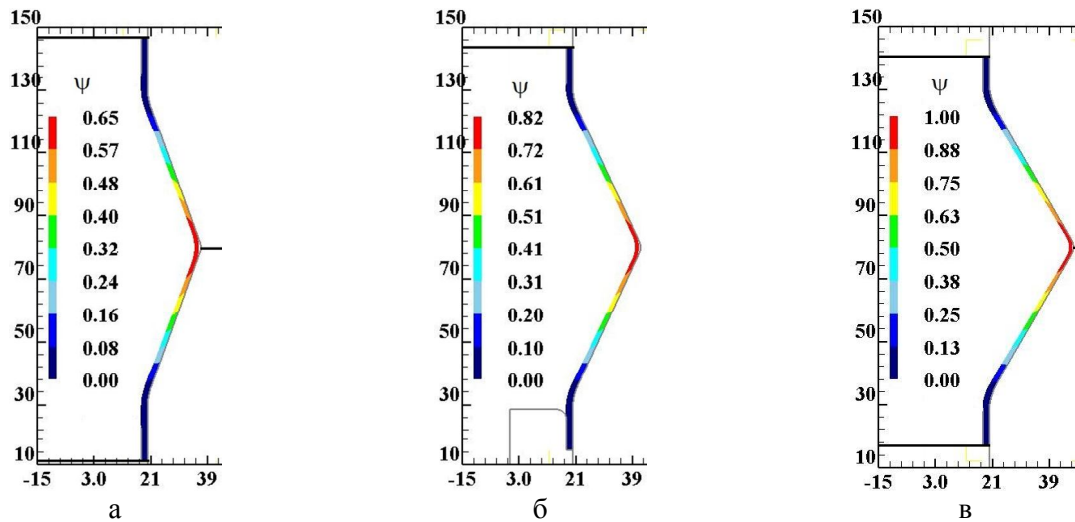


Рис. 6. Розподіл ступеня використання ресурсу пластичності ψ в здеформованих заготовках при роздачі в матрицях з різним кутом α : а - $\alpha = 20^\circ$, б - $\alpha = 25^\circ$, в - $\alpha = 30^\circ$

Висновки

1. Методом скінченних елементів розроблена математична модель та проведений розрахунковий аналіз впливу кута матриці при закритій роздачі з дією тиску рідини на внутрішню поверхню трубчатої заготовки з нержавіючої сталі 12X18H10T.

2. Розрахунком визначено енергосилові затрати процесу закритої роздачі з дією тиску рідини на внутрішню поверхню трубчатої заготовки, кінцеві форма та розміри отриманих виробів, а також напружено-деформований стан і ступінь використання ресурсу пластичності в них.

3. В проведеному порівняльному аналізі визначено, що зі збільшенням кута матриці збільшується максимальне значення зусилля роздачі та переміщення пуансонів в кінці процесу, а також підвищення коефіцієнту роздачі. Встановлено значне потоншення стінки по довжині здеформованої частини заготовки. Товщина стінки заготовки при роздачі з дією тиску рідини найбільше зменшується в місці найбільшого діаметра здеформованої заготовки. Зі збільшенням кута матриці найменша величина товщини стінки зменшується.

1. Романовский В. П. Справочник по холодной штамповке. – 6-е изд. перераб. и доп. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд., 1979. – С. 520.

2. Аверкиев Ю. А. Холодная штамповка. Формоизменяющие операции / Ю. А. Аверкиев. – Изд.-во Ростовского ун-та, 1984. – С. 288.

3. Ковка и штамповка: Справочник. В 4 т. Т4. Листовая штамповка / Под ред. А.Д. Матвеева; Ред. совет Е.И. Семенов и др. – М.: Машиностроение, 1985-1987. – С. 544.

4. Аверкиев Ю. А. Холодная штамповка. / Ю.А. Аверкиев, А.Ю. Аверкиев. – М: Машиностроение, 1989. – С. 304.

5. Калюжний О. В. Інтенсифікація процесу роздачі осесиметричних заготовок / О. В. Калюжний, В. В. Піманов, Я. С. Олександренко та ін. // Обробка матеріалів тиском. Збірник наукових праць. – ДГМА. – Краматорськ, 2014 р. – №1 (38). – С. 103–109.

6. Олександренко Я. С. Вплив кута конусу зпрофільованого пуансона на силові режими та якість виробів при роздачі трубчатих заготовок із сталі 12X18H10T / Я. С. Олександренко, І. П. Куліков // Збірник наукових праць (серія галузеве машинобудування та будівництва). – НТУ. – Полтава, 2014 р. – №2 (41) – С. 259–265.

7. Калюжний В. Л. Увеличение коэффициента раздачи при холодном формоизменении трубчатых заготовок / В. Л. Калюжний, С. Ф. Сабоп, Я. С. Олександренко // Обработка материалов давлением. Сборник научных трудов. – ДГМА. – Краматорск, 2015 г. – №40. – С. 46–51.

Стаття прийнята до друку 10.04.2015.

УДК 621.983

О. В. Калюжний, Д. С. Мехнін*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»***ВИКОРИСТАННЯ ТИСКУ РІДИНИ ПРИ ХОЛОДНОМУ ФОРМОУТВОРЕННІ ПІД КУТОМ ПЛОСКИХ ФЛАНЦІВ НА ТРУБЧАСТИХ ЗАГОТОВКАХ**

Приведені результати дослідження методом скінченних елементів холодного формоутворення плоских фланців, які розташовані під кутом до вісі трубчастої заготовки із нержавіючої сталі. Фланці отримують шляхом роздачі заготовки з дією тиску рідини на внутрішню її поверхню. Одночасно з роздачею за допомогою прикладання осевих зусиль до торців заготовки виконується осаджування zdeформованої частини заготовки з формоутворенням фланця. В подальшому виконується розрізання по торцю фланця на трубчастій заготовці з отриманням двох деталей з плоскими фланцями, які розташовані під кутом. Встановлено величину тиску рідини для забезпечення роздачі заготовки та запобігання втрати стійкості циліндричної частини заготовки при дії осевого зусилля. Отримані залежність зусилля формоутворення від переміщення деформуючого інструменту, розподіли напружень та деформацій в zdeформованій частині заготовки та визначені кінцеві форма і розміри деталей.

Ключові слова: трубчаста заготовка, роздача з осаджуванням, тиск рідини, плоскі фланці, метод скінченних елементів, зусилля формоутворення, кінцеві форма та розміри, інтенсивність напружень та деформації, ресурс пластичності

*Рис. 8. Літ. 8.***В. Л. Калюжний, Д. С. Мехнін****ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДАВЛЕНИЯ ЖИДКОСТИ ПРИ ХОЛОДНОМ ФОРМООБРАЗОВАНИИ ПОД УГЛОМ ПЛОСКИХ ФЛАНЦЕВ НА ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВКАХ**

Приведены результаты исследования методом конечных элементов холодного формообразования плоских фланцев, которые расположены под углом на трубчатых заготовках из нержавеющей стали. Фланцы получают путем раздачи заготовки с действием давления жидкости на внутреннюю поверхность. Одновременно с раздачей с помощью приложения осевых усилий к торцам заготовки выполняется осадка деформированной части заготовки с формообразованием фланца. В дальнейшем выполняется разрезка по торцу фланца на трубчатой заготовке с получением двух деталей с плоскими фланцами, которые расположены под углом. Установлено величину давления жидкости для обеспечения раздачи заготовки и предотвращения потери устойчивости цилиндрической части заготовки при действии осевого усилия. Получены зависимость усилия формообразования от перемещения деформирующего инструмента, распределения напряжений и деформаций в деформированной части заготовки и определены конечные форма и размеры деталей.

Ключевые слова: трубчатая заготовка, раздача с осадкой, давление жидкости, плоские фланцы, метод конечных элементов, усилия формообразования, конечные форма и размеры, интенсивность напряжений и деформаций, ресурс пластичности.

V.L. Kalyuzhny, D.S. Mekhnin**FLUID PRESSURE USING IN COLD SHAPING OF ANGLE FLAT FLANGES ON THE TUBULAR BILLETS**

Shows the results of research using finite element method of cold forming the flat flanges, which are angled on tubular billets made from stainless steel. The flanges is produced by hole expansion of the tubular workpiece with the action of the fluid pressure on the inner surface. Simultaneously with the hole expansion by means of the application of axial forces to the edges of the tubular billet is performed precipitate deformed shaping of the billet with the forming of the flange. Subsequently, cutting is performed on the edge of the flange on a tubular workpiece to produce the two parts with flat flanges, which are disposed at an angle. Established the amount of liquid pressure to provide hole expansion of the workpiece and to prevent the loss of stability of the cylindrical part of the billet by the action of an axial force. Was obtained the dependence of the deforming force by the movement of the deforming tool, the distribution of stress and strain in the deformed part of the workpiece and determine the final shape and size of details.

Keywords: tubular billet, hole expansion with precipitation, liquid pressure, flat flanges, finite element method, the deformation force, the final shape and dimensions, the intensity of the stresses and strains, plasticity resource.

У системах трубопроводів широко використовують з'єднувальні елементи у вигляді різноманітних перехідників та втулок з фланцями. Для утворення роз'ємних і нероз'ємних з'єднань на трубопроводах фланці можуть бути розташовані, як перпендикулярно до вісі заготовки, так і під певним кутом. Виробництво перехідників та втулок з фланцями з трубчастих заготовок виконують за допомогою операції роздачі конусним пуансоном та подальшого осаджування zdeформованих частин заготовок. Приклади з'єднувальних елементів, вихідна трубчаста заготовка та формоутворення елементів показані на рис. 1. З'єднувальний елемент у вигляді перехідника та втулки з фланцем зображені на рис. 1а і 1б відповідно. На рис. 1в наведена

вихідна трубчаста заготовка зі зрізаним торцем під кутом β , яку використовують для виготовлення з'єднувальних елементів. На першому переході (рис. 1г) заготовку 1 встановлюють на плиті 2 та виконують кутову роздачу пуансоном 3[1]. На другому переході (рис. 1д) напівфабрикат, який отримують роздачею, встановлюють на плиті 2матриці 3. За допомогою пуансону 4 виконують осаджування zdeформованої частини. При виконанні операцій кутової роздачі по причині значної нерівномірності деформацій має місце потоншення стінки zdeформованої частини заготовки, величина якого різна в двох взаємоперпендикулярних напрямках. Потоншення збільшується при подальшому осаджуванні. Потоншення при формоутворенні в холодному стані приводить до виникнення меридіональних тріщин на заготовці. Використання місцевого підігріву заготовок дозволяє збільшити пластичність металу та ступінь деформації. Однак, це приводить до зростання собівартості виробів.

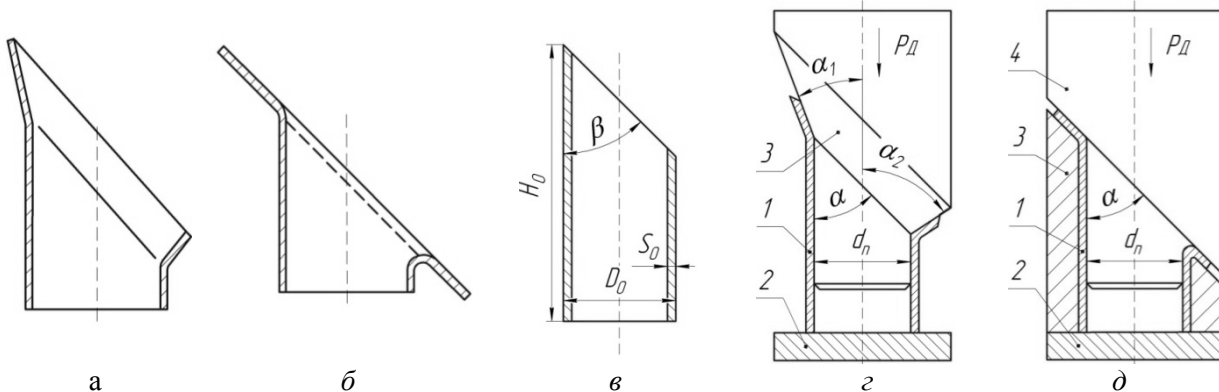


Рис. 1. З'єднувальні елементи, вихідна трубчаста заготовка та схеми отримання з'єднувальних елементів: а і б – з'єднувальні елементи, в – вихідна трубчаста заготовка, г – кутова роздача трубчастої заготовки, д – осаджування фланцю

Теоретичні та експериментальні дослідження гарячого та холодного формоутворення з'єднувальних елементів в основному направлені на визначення максимального ступеню деформації, зусилля деформування [1-8]. Мало уваги приділяється формі та розмірах zdeформованих частин трубчастих заготовок. Також актуальними задачами при холодному формоутворенні з'єднувальних елементів залишаються пошуки шляхів зменшення потоншення та збільшення ступеню деформації на кожному переході штампування.

Мета роботи. Метою роботи є збільшення ступеню деформації при холодному формоутворенні з'єднувальних елементів у вигляді втулок з фланцями, що розташовані під кутом до вісі заготовки.

Поставлену задачу можна вирішити шляхом використання тиску за допомогою рідини при деформуванні трубчастої заготовки. На рис. 2 зображена схема штампу для отримання фланцю на трубчастій заготовці при дії осьового зусилля на торці та диференційованого тиску рідини на внутрішню поверхню заготовки. Вихідний стан перед початком деформування показаний на рис. 2а. Штмп складається з контейнера 1, в якому розміщений з можливістю переміщення ступінчатий плунжер 2 з виштовхувачем 3, в якому виконані отвори 4. Плунжер має діаметри D і D_1 . Для запобігання витрат рідини в плунжері 2 встановлені ущільнення 5 і 6. В нижній частині контейнера 1 розміщена заглушка 7 з ущільненнями 8 і 9. Заглушка 7 з контейнером 1 та плунжером 2 утворює порожнину 10. Контейнер 1 розміщений та зафіксований на плиті 11. В вихідному стані плунжер 2 виступом спирається на контейнер 1. В плунжері 2 на виштовхувачі 3 розміщують вихідну трубчасту заготовку 12.

В заготовку 12 заливають робочу рідину, яка через отвори 4 вільно проходить в порожнину 10. При опусканні пуансону 13 із штоухачем 14, який має отвори 15, останній спирається на заготовку 12 та зміщує її з плунжером 2 вниз. У пуансоні 13 розміщені ущільнення 16 та 17. При цьому рідина з порожнини 10 через отвори 4 у виштовхувачі 3 та отвори 15 у штоухачі 14 витискується у порожнину 18, яку утворює пуансон 13 та контейнер 1, і через отвори 19 заповнює резервуар 20. Коли ущільнення 17 перекриють отвори 19, все навантаження P_d від пуансону 13 через заготовку 12, виштовхувач 3 та плунжер 2 витримує рідина у порожнині 10, що приводить до виникнення в ній тиску величиною p . Величина тиску визначається площею нижнього торця

плунжера 2. Від тиску рідини та різниці площ плунжера виникає осьове зусилля P_{oc} . Це

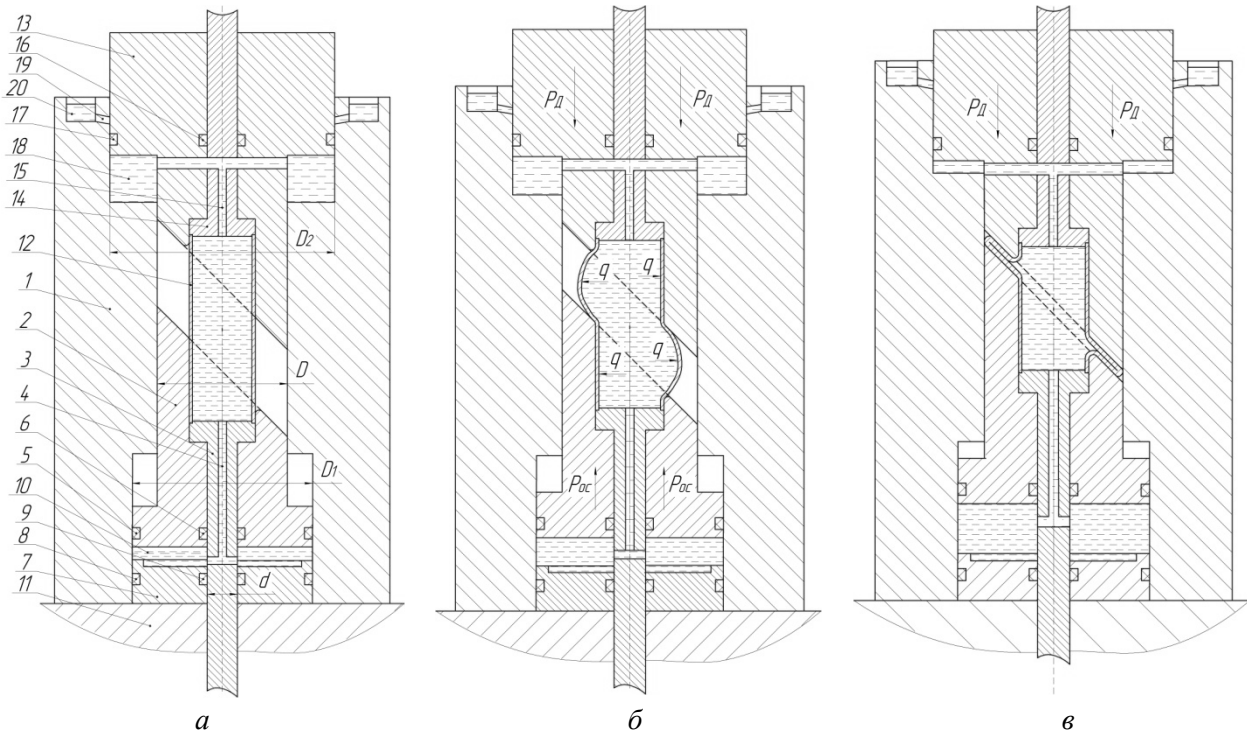


Рис. 2. Схема штампу для отримання фланцю на трубчастій заготовці: а – на початку деформування заготовки, б – в процесі деформування, в – в кінці деформування

зусилля направлене в сторону меншої площі плунжера 2 і дорівнює $P_{oc} = q\pi(D_1^2 - d^2)/4$. При досягненні зусиллям P_{oc} значення, яке необхідне для деформування трубчастої заготовки, починається формоутворення фланцю (рис. 2б). При цьому, на внутрішню поверхню циліндричної частини заготовки діє тиск рідини величиною q , що запобігає втраті стійкості стінки. Такий же тиск прикладається на внутрішню поверхню частини заготовки, яка знаходиться між плунжером 2 та пуансоном 13, що сприяє формоутворенню фланця та зменшує потоншення стінки. Таким чином, деформування заготовки виконується одночасно пуансоном 13 і плунжером 2, які зміщуються назустріч один одному. Рух плунжера 2 вгору забезпечується витисканням рідини з порожнини 18 в порожнину 10. Для забезпечення однакових швидкостей пуансона 13 і плунжера 2 величина діаметру D_2 повинна бути: $D_2 = \sqrt{D_1^2 - d^2 + D^2}$. При деформуванні трубчастої заготовки метал зміцнюється, підвищується опір деформуванню, що потребує збільшення величини тиску рідини q . Зростання опору деформуванню приводить до збільшення зусилля P_{oc} , а також величини тиску q . В кінці процесу формоутворення отримують фланець під кутом до вісі заготовки (рис. 2в). Виштовхування виробу виконується за допомогою виштовхувача 3, при цьому плунжер 2 виступом спирається на контейнер 1, а рідина перетікає в порожнину 10. Виріб після роздачі обробленням механічним шляхом по торцю фланця розділяють на дві деталі (рис. 3а) і в результаті отримують два перехідники для з'єднання трубопроводів (рис. 3б).

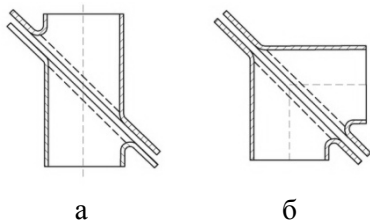


Рис. 3. Вироби після оброблення торця фланця механічним шляхом (а) та два отриманих перехідники (б)

Для визначення параметрів утворення фланця на трубчастій заготовці був проведений розрахунковий аналіз з використанням методу скінченних елементів (МСЕ) та програми DEFORM. Враховано швидкість деформування, тертя на контактуючих поверхнях, дія тиску рідини, величина якого змінювалася пропорційно зусиллю деформування, а також зміцнення та можливість руйнування металу при формоутворенні.

Результати досліджень. Холодний роздачі з осаджуванням підлягала трубчаста заготовка із нержавіючої сталі AISI 321 висотою $H_0 = 120$ міліметрів (мм), зовнішнім

діаметром $D_0=42$ мм, товщиною стінки $S_0=1,5$ мм. Кут нахилу торців пуансону та плунжера складає $\alpha = 45^\circ$.

Встановлено максимальну величину тиску рідини $p=250$ МПа, яка забезпечила формоутворення фланця без втрати стійкості циліндричної частини заготовки. Силові режими роздачі з осаджуванням зображені на рис. 4. Залежність зусилля роздачі з осаджуванням від переміщення пуансона та плунжера приведена на рис. 4а. Зусилля постійно зростає. Максимальне зусилля деформування заготовки складало 474 кН. Графік зміни тиску рідини, який діяв на

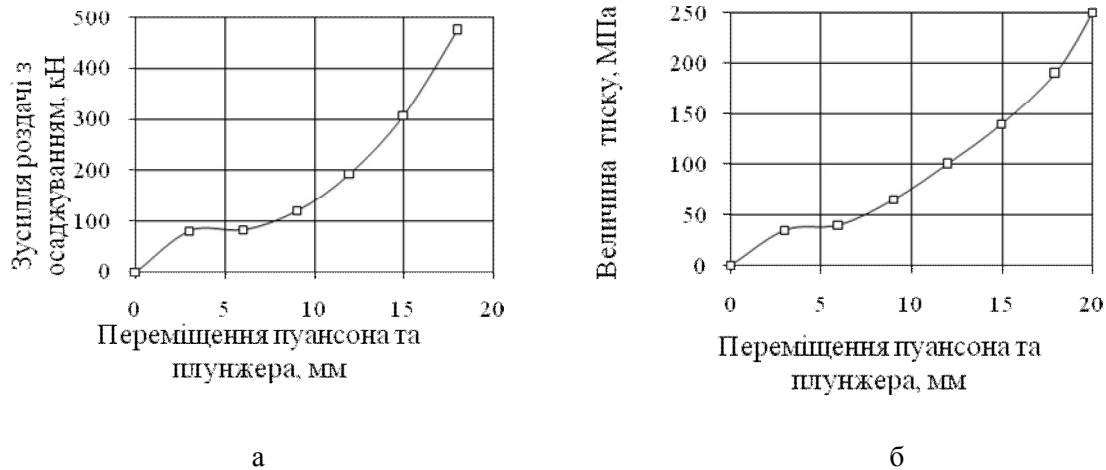


Рис. 4. Силові режими роздачі з осаджуванням; а - залежність зусилля роздачі з осаджуванням від переміщення пуансона та плунжера, б – зміна тиску рідини від переміщення пуансона та плунжера

внутрішню поверхню трубчастої заготовки, від переміщення пуансона та плунжера, зображений на рис. 4б.

На рис.5 показані загальні вигляди виробу в розрізі після роздачі з осаджуванням, який отриманий при дії тиску малої величини. При цьому має місце втрата стійкості циліндричної частини заготовки. Прикладання тиску рідини величиною 250 МПа приводить до отримання виробу без втрати стійкості стінки (рис. 6).

Форма та розміри zdeформованої заготовки показані на рис.7. В розрізі по найбільшому розміру фланця 89 мм (рис. 7а) має місце потоншення стінки фланця з вихідної товщини 1,5 мм до 1,28 мм. В розрізі по найменшому розміру фланця 67 мм стінка фланця потовщується до величини 1,75 мм на торці. Це пов'язано з нерівномірністю деформацій, яка виникає в двох взаємно перпендикулярних напрямках при роздачі з осаджуванням, а також з величинами радіусів переходу циліндричних частин в zdeформовану частину заготовки.

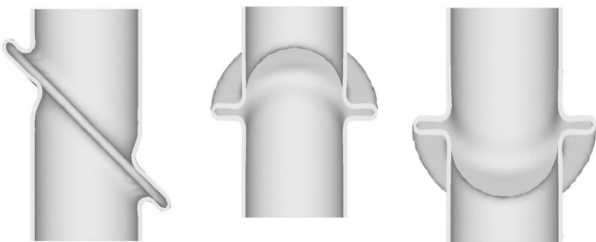


Рис. 5. Загальні вигляди в розрізі виробу, який отриманий при дії тиску малої величини

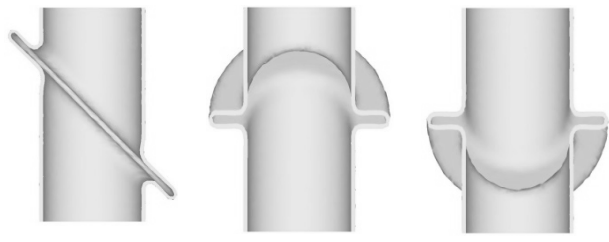


Рис. 6. Загальні вигляди в розрізі виробу, який отриманий при дії тиску величиною 250 МПа

Також моделюванням процесу роздачі з осаджуванням встановлений напружено-деформований стан у zdeформованій заготовці, що дозволило виявити ступінь використання ресурсу пластичності ψ zdeформованого металу.

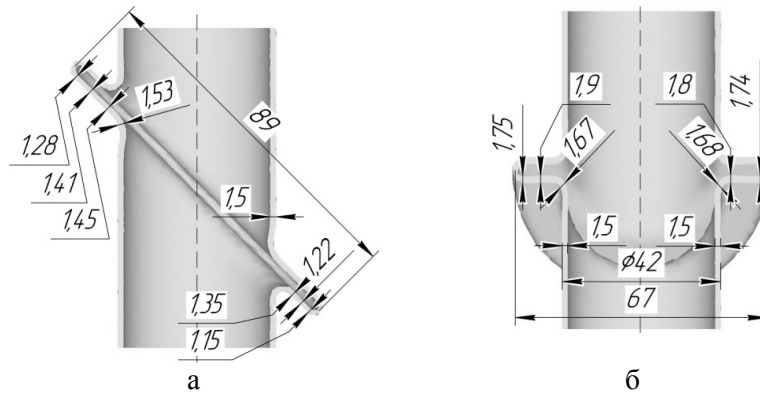


Рис. 7 – Форма та розміри здеформованої заготовки: а – в розрізі по найбільшому розміру фланця, б – в розрізі по найменшому розміру фланця

На рис. 8 приведені розподіли інтенсивності деформацій ε_i , інтенсивності напружень σ_i (в МПа) та ступеню використання ресурсу пластичності ψ , які отримані у здеформованих заготовках та наведені в двох взаємно перпендикулярних напрямках. Пропрацювання структури металу холодною пластичною деформацією можна оцінити по розподілу інтенсивності деформацій ε_i (рис. 8а і 8г). У здеформованій заготовці має місце суттєва нерівномірність розподілу ε_i по периметру фланця та по довжині фланця. Найбільші значення ε_i отримані на торці фланця. Причому в одному напрямку величина $\varepsilon_i = 0,67$, а у напрямку, який перпендикулярний вказаному, величини інтенсивності деформацій по довжині здеформованої частини знаходяться в межах $\varepsilon_i = 0,43$.

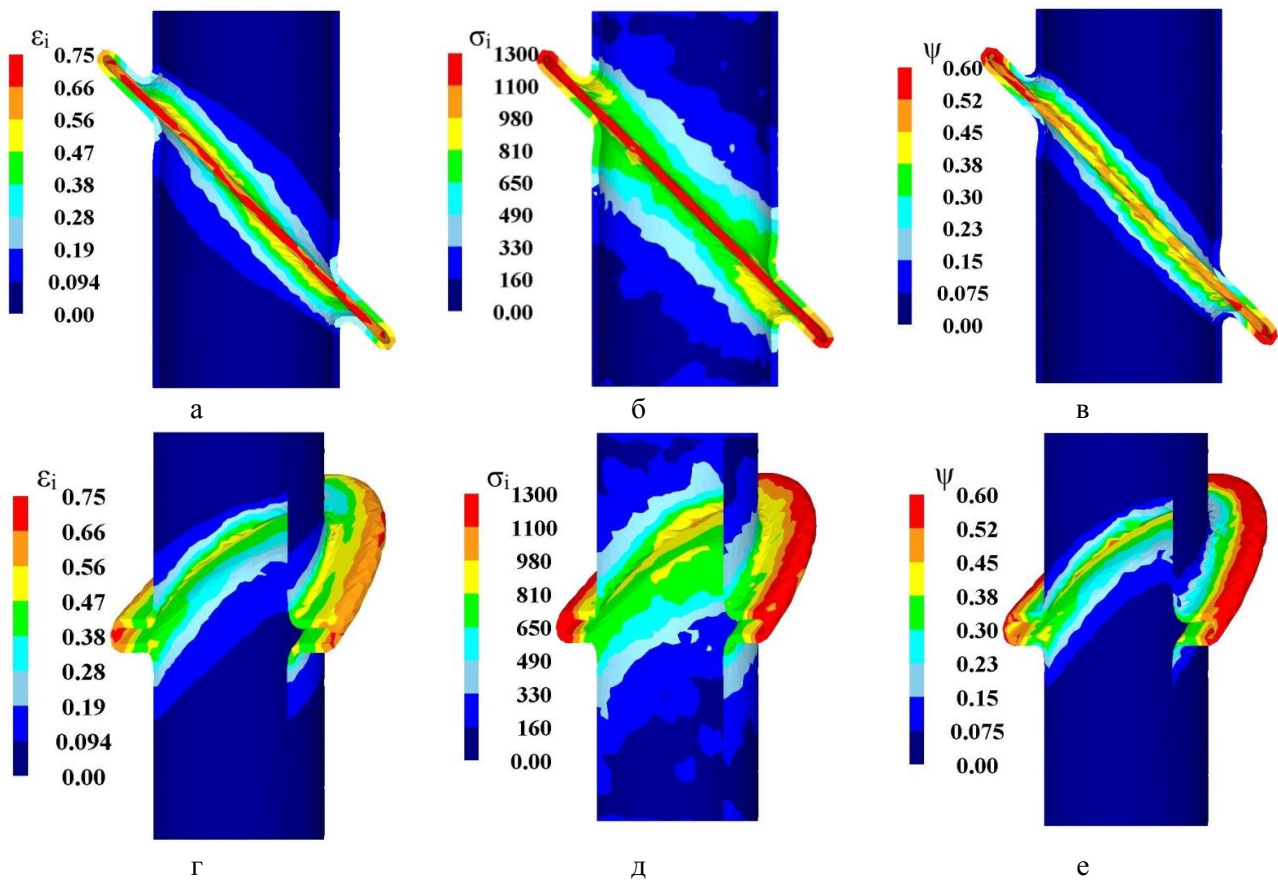


Рис. 8. Розподіли інтенсивності деформацій ε_i , інтенсивності напружень σ_i (в МПа) ступеню використання ресурсу пластичності ψ в здеформованих заготовках в двох взаємно перпендикулярних напрямках

Результатом такого пропрацювання структури металу холодною пластичною деформацією є значна нерівномірність розподілів інтенсивності напружень σ_i (рис. 8 б і 8д) та ступеню використання ресурсу пластичності ψ (рис. 8 і 8е) у здеформованому металі. По використаному ресурсу пластичності (при $\psi=1$ починається руйнування здеформованого металу) можна прогнозувати отримання максимальних розмірів фланця при роздачі з осаджуванням. По довжині здеформованої частини в одному напрямку максимальна величина ψ знаходиться в межах $\psi = 0,52-0,6$. На торці фланця в протилежному напрямку величина $\psi = 0,35$. Таким чином, є можливість отримувати більші розміри фланця шляхом холодної роздачі з дією тиску рідини.

Висновки. Показана можливість холодною роздачею з осаджуванням трубчастої заготовки з дією тиску рідини на внутрішню поверхню отримання двох перехідників для з'єднання трубопроводів. Моделюванням МСЕ встановлені величина тиску рідини, яка забезпечує формоутворення без втрати стійкості стінки заготовки, зусилля деформування, напружено-деформований стан у здеформованому металі та кінцеві форма і розміри виробів.

1. Ковка и штамповка: Справочник. В 4 т. Т4. Листовая штамповка / Под ред. А. Д. Матвеева; Ред. совет Е. И. Семенов и др. – М.: Машиностроение, 1985-1987. – 544 с.
2. Артес А. Э. Технологические процессы изготовления поковок из трубных заготовок / А.Э.Артес // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. – 2003. № 11. – С. 25–31.
3. Артес А. Э. Групповые технологические процессы штамповки трубных переходов в мелкосерийном и серийном производстве / А. Э. Артес, Е. Н. Сосенушкин, В. В. Третьюхин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением, 2007. № 7. – С. 18–24.
4. Крылов Д. В. Математическая модель операции раздачи трубных заготовок из анизотропных материалов / Д. В. Крылов, С. С. Яковлев // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Вып. № 1, 2011. – С. 79–88.
5. Яковлев С. С. Технологические параметры операций обжима и раздачи трубных заготовок из анизотропных материалов // С. С. Яковлев, К. С. Ремнев // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2011. № 2. – С. 513–526.
6. Калюжный О. В. Интенсификация процесса раздачи осесимметричных заготовок / О. В. Калюжный, В. В. Пиманов, Я. С. Олександренко и др. // Обработка материалов давлением. Сборник научных трудов. – Краматорск: ДГМА, 2014. №1 (38). – С. 103–109.
7. Олександренко Я. С. Влияние угла конуса спрофилированного пуансона на силовые режимы и качество изделий при раздаче трубчатых заготовок из стали 12Х18Н10Т / Я. С. Олександренко, И. П. Куликов // Сборник научных трудов (серия отраслевого машиностроения и строительства). – Полтава: НТУ, 2014. – №2(41). – С. 259–265.
8. Сосенушкин Е. Н. Исследование неравномерной раздачи трубных заготовок / Е. Н. Сосенушкин, И. Е. Смолович, Е. А. Яновская // Харків, Вісник НТУУ «ХПІ», 2012. № 47. – С. 184–192.

Стаття прийнята до друку 12.04.2015.

УДК 669.011/.012:502.174

А. П. Ласковнѳв¹, А. И. Гарост², Е. В. Кривоносова²¹ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси» (ФТИ НАН Беларуси),²УО «Белорусский государственный технологический университет» (БГТУ), г. Минск, Беларусь

УСТОЙЧИВОСТЬ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА К ВОЗДЕЙСТВИЮ ФАКТОРОВ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ ПРИ СОЗДАНИИ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНЫХ ОХЛАЖДАЮЩИХ СРЕД

Обоснованы физико-химические процессы на границе металл-охлаждающая среда, создана на основе отечественных водорастворимых полимеров (полиакриламидов, полиакрилатов) не обладающая огнеопасностью и вредным воздействием на организм человека универсальная технологическая среда для термической обработки металлов, которая в зависимости от концентрации моделирует условия охлаждения в существующих средах, в т.ч. масляных. Приведены результаты сравнительных исследований особенностей термической обработке углеродистых сталей в традиционно применяемых охлаждающих средах (воде, масле) и созданных на основе водорастворимых полимеров. Исследовано влияние охлаждающей среды на качество поверхности закаливаемых изделий, при этом весовым методом, методом погружения, методом снятия поляризационных кривых и диаграмм Эванса исследовались массообменные процессы на межфазной границе металл – охлаждающая среда. Методом сканирующей электронной микроскопии определены структура и микросостав пленок образованных на закаленной поверхности, а также отдельные составляющие таких пленок.

Ключевые слова. Синергетика, надежность, коррозия, термическая обработка, охлаждающие среды, железоуглеродистые сплавы, поверхностные пленки, микросостав включений, базовые отрасли промышленности, технологические и материаловедческие принципы, перспективные направления исследований.

A. P. Laskovnev, A. I. Harast, E. V. Kryvonosova.

STABILITY OF COMPOSITION AND STRUCTURE OF THE MATERIAL TO THE ENVIRONMENTAL EFFECTS WHEN CREATING POLYACRYLONITRILE COOLING MEDIA

Physical-chemical processes at the metal-cooling medium are grounded. Based on local water soluble polymers (polyacrylamide, polyacrylates), which are non-flammable, having no harmful effects on human body, universal technological media is created for thermal treatment of metals. Depending on the concentration, this media simulates the cooling conditions in existing media, including oil ones. The results of the comparative research of thermal treatment of carbon steels in traditionally used cooling media (water, oil) and created on the basis of water-soluble polymers are shown. The influence of the cooling media on the surface quality of the hardened products was investigated. Mass exchange processes at the metal - cooling media interface were studied with weighting method, dipping method, and the method of removing polarization curves and Evans diagrams. The structure and microcomposition of the films formed on a hardened surface, and also individual components of such films are determined with scanning electron microscopy.

Key words. Synergy, reliability, corrosion, thermal treatment, cooling media, iron-carbon alloys, surface film, microcomposition of inclusions, basic industries, technology and material science principles, promising areas of research.

А. П. Ласковнѳв, А. І. Гарост, Е. В. Кривоносова

СТІЙКІСТЬ СКЛАДУ І СТРУКТУРИ МАТЕРІАЛУ ДО ВПЛИВУ ФАКТОРІВ НАВКОЛИШНЬОГО СЕРЕДОВИЩА ПРИ СТВОРЕННІ ПОЛІАКРИЛОНІТРИЛЬНИХ ОХОЛОДЖУЮЧИХ СЕРЕДОВИЩ

Обґрунтовано фізико-хімічні процеси на межі метал-охолоджуюча середo, створене на основі вітчизняних водорозчинних полімерів (поліакриламід, поліакрилатів) яка не володіє вогнебезпечністю і шкідливим впливом на організм людини універсальна технологічне середовище для термічної обробки металів, яка в залежності від концентрації моделює умови охолодження в існуючих середовищах, в т.ч. масляних. Наведено результати порівняльних досліджень особливостей термічної обробці вуглецевих сталей в традиційно застосовуваних охолоджуючих середовищах (воді, маслі) і створених на основі водорозчинних полімерів. Досліджено вплив охолоджуючої середовища на якість поверхні гартованих виробів, при цьому ваговим методом, методом занурення, методом зняття поляризаційних кривих і діаграм Еванса досліджувалися масообмінні процеси на міжфазній межі метал - охолоджуюча середo. Методом скануючої електронної микроскопії визначені структура і мікросклад плівок утворених на загартованій поверхні, а також окремі складові таких плівок.

Ключові слова. Синергетика, надійність, корозія, термічна обробка, охолоджуючі середовища, залізовуглецевих сплави, поверхневі плівки, микросостав включень, базові галузі промисловості, технологічні та матеріалознавчі принципи, перспективні напрямки досліджень.

Бурное внедрение синергетики [1] во все фундаментальные и прикладные науки, в образование, культуру и общественные процессы, в том числе в материаловедение, безусловно, стимулировало поиск и разработку более эффективных технологий создания материалов нового поколения с принципиально иным взаимодействием с окружающей средой.

Создание этих технологий можно рассматривать с позиций равновесного и неравновесного материаловедения.

Принципы равновесного материаловедения отвечают концепции устойчивого (стабильного) существования материалов, основанных на сохранении их эксплуатационных свойств как можно дольше во времени. Долговечность материалов достигается путем обеспечения инертности (пассивности) материала по отношению к переменным факторам окружающей среды. Равновесные материалы полностью отвечают методологии: «состав – структура – свойства». Стабильность последних поддерживается устойчивостью состава и структуры материала к воздействию факторов окружающей среды.

Для динамических систем [1] необходимо обеспечение активного взаимодействия элементов системы с окружающей средой, их непрерывная адаптация к условиям эксплуатации, самодостраивание, самовосстановление свойств, самоконтроль функционирования и корректировка поведения. Долговечность материала здесь рассматривается не как долговечность материала сама по себе, а как долговечность системы «материал – окружающая среда». В этом случае более правильно, на наш взгляд, говорить не о способности сохранения свойств материала во времени, а о поведении материала, о характере изменения свойств, о совместимости, дополнительности, разделении и самосогласовании функций и способности материала перестраивать свою структуру и свойства в зависимости от вида и, наконец, о степени внешнего воздействия. Такие материалы неравновесны по своей природе. Для их создания необходима другая методология – методология неравновесного материаловедения, а именно «состав – структура – свойства – организация – функция – поведение» [2]. К важнейшим принципам неравновесного материаловедения можно также отнести синергизм сильных и слабых воздействий и методов обработки и модифицирования материалов, полимасштабность процессов формирования структуры и свойств, равновесно-неравновесный фактор, единство и противоположность поверхностных и объемных свойств, их дополнительности, взаимообусловленность и другие.

При создании перспективных охлаждающих сред для термической обработки необходимо исследовать ряд качественных характеристик, в том числе окисление при контакте с нагретой поверхностью изделия, интенсивность охлаждения, гидродинамические условия охлаждения, взаимодействие с оксидами металла для обеспечения нужного качества получаемой поверхности, влияние образующихся пленок на характер дальнейшего охлаждения детали, получаемую структуру, прокаливаемость, физико-механические свойства поверхности и детали в целом. Только учет максимально возможного количества факторов позволит обеспечить дальнейшее увеличение эксплуатационных характеристик материалов.

Разработка охлаждающих сред для термической обработки с новым уровнем свойств

Разработанный авторами способ термической обработки изделий из черных металлов [3-4] предполагает использование принципиально новых экологически чистых составов охлаждающих технологических сред, являющихся водными растворами высокомолекулярного соединения, в качестве которого используется нейтрализованный водный раствор продукта щелочного гидролиза полиакрилонитрильного полимера с концентрацией 0,3÷3,0 мас.%. При использовании созданных сред отпадает необходимость очистки деталей от масел, улучшаются экологические условия в термических цехах, снимается проблема утилизации отходов охлаждающей среды. Реализация технологии позволит охлаждать детали с необходимой по технологии скоростью и получать требуемые структуру и твердость. Стоимость разработанных сред на порядок ниже масляных.

Исследование физико-химических процессов на межфазной границе металлическое изделие – охлаждающая среда

Для прогнозирования условий, обеспечивающих получение светлой поверхности изделий и сравнения технологических возможностей различных сред, целесообразно изучить физико-химические процессы на границе металл – охлаждающая среда. Наиболее достоверные результаты можно получить при изучении коррозионных явлений на межфазных границах.

В данной работе при определении коррозионной стойкости металлов в водном растворе акрилового полимера использовали методы погружения, весовой (ГОСТ 6243-75), а также строили поляризационные кривые и диаграммы Эванса.

По изменению массы рассчитывали весовой показатель коррозии K_m , а из него определяли ток коррозии $i_m, A/m^2$.

$$i_m = K_m / q, \quad (1)$$

где q – электрохимический эквивалент металла, г/(Ач).
Весовой показатель коррозии определяется по формуле

$$K_m = \Delta m / (S \times \tau), \quad (2)$$

где Δm – потеря массы образца, г;
 S – площадь погруженного образца, м²;
 τ – время, ч.

Расчитанную величину тока коррозии сравнивали с величиной тока, полученной из поляризационных кривых (далее ПК).

Для снятия ПК использовали потенциометрический метод. Равновесный потенциал устанавливался через 5 минут, выдержка образца при установившемся потенциале составляла 2 минуты. Смещение потенциала производили через 2, 5, 10, 15 и 20 мВ в катодную и анодную стороны. Диаграммы Эванса строили в координатах ток коррозии – потенциал.

Из поляризационных кривых для закаленной стали 45 (рис. 1) находим, что на анодной ПК наблюдается участок пассивации в области потенциалов 150-350 мВ при критической плотности тока, равной 70 мкА/см². Результаты исследований коррозионного поведения металлических образцов (табл. 1), рассчитанные по формулам (1) и (2), показывают, что сталь 45 в 5%-ном водном растворе акриловых полимера имеет балл стойкости 5.

Таблица 1. Показатели коррозии стали 45 в водном растворе акрилового полимера

Материал	Весовой показатель коррозии K_m , г/(м ² ч)	Ток коррозии i_m , мкА/ м ²	Линейный показатель коррозии K_p мм/год	Балл стойкости
Сталь 45	0,05318	5,10	0,0591	5

Влияние охлаждающей среды на поверхность закаливаемых изделий. В ряде случаев охлаждающие среды оказывают вредное влияние на поверхность изделий [3]. Однако отсутствуют глубокие исследования, как структуры, так и состава, в том числе микросостава, образующихся фаз. Изучение коррозионных характеристик показывает, что в водно-акриловых охлаждающих средах уже при комнатной температуре поверхность стальных изделий подвергается пассивации (рис. 1). Вероятно, данным явлением можно объяснить образование тонких (напоминающих воронение) плотно прилегающих к основному металлу пленок после охлаждения от закалочных температур в водно-акриловых охлаждающих средах.

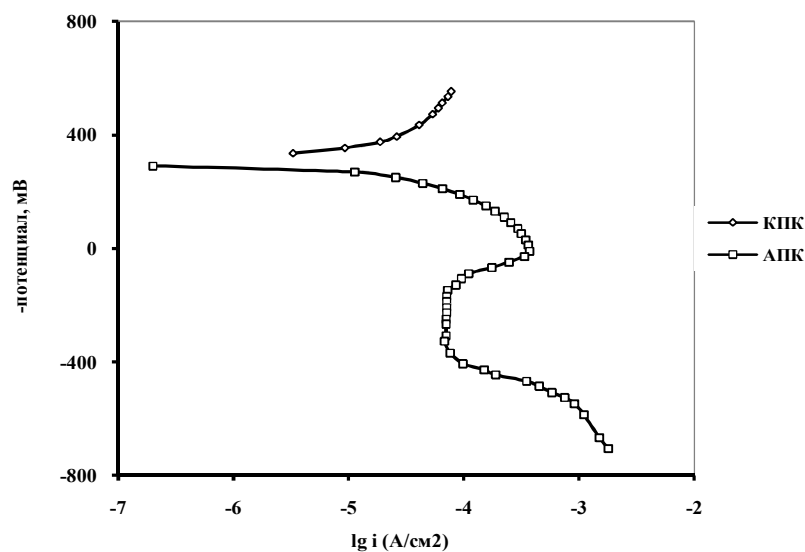


Рис. 1 – Поляризационные кривые стали 45, закаленной в 5%-ном водном растворе акриловых полимеров (КПК - катодная поляризационная кривая, АПК - анодная поляризационная кривая)

Для исследования влияния охлаждающих сред на характеристики образующихся пленок, что сказывается на поведении всей системы «состав – структура – свойства – организация – функция – поведение», при различных вариантах охлаждения (в воде, масле, растворах полимеров) проведены опыты на втулках шпинтона из стали 45.

Исследования методом сканирующей электронной микроскопии структуры и микросостава поверхностных пленок, закаленных в воде, образцов стали 45, показывают наличие несплошных неоднородных по составу (табл. 2) пленок (рис. 2) разной толщины и зернистости, средний состав (рис. 2а) которых соответствует оксидам и карбидам предпочтительно железа сложного состава. Микросостав каждой из составляющих пленки неоднороден. Более темные составляющие пленки относятся к алюмосиликатам (поз. 1 рис. 2а), а светлая составляющая пленки (поз. 2 рис. 2а) соответствует карбидам железа со значительно меньшей степенью окисленности металлической составляющей и с практически полным отсутствием в составе глинозема, корунда и силикатов.

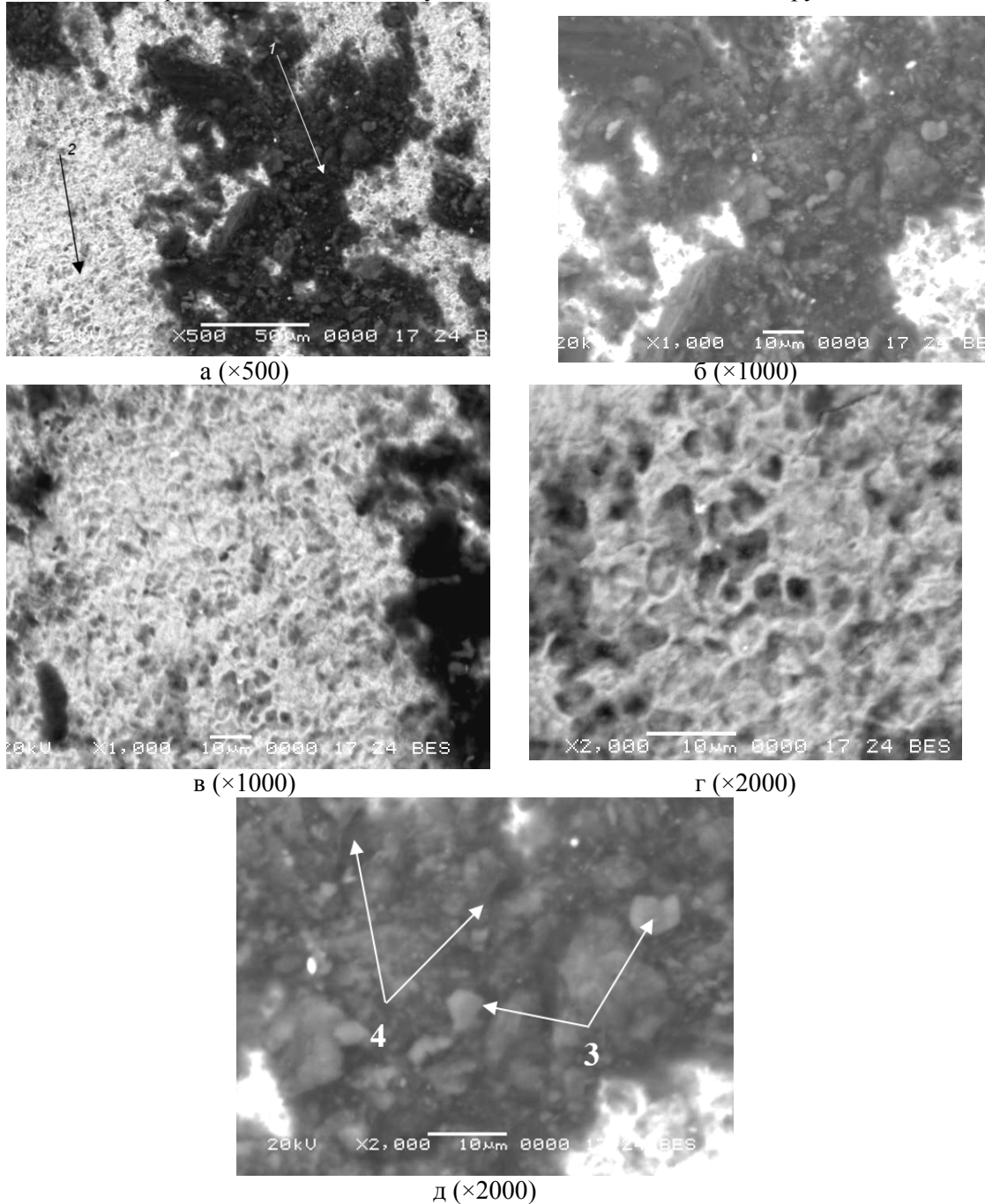


Рис. 2. Структура поверхностной пленки стали 45 после закалки в воду (исследования методом сканирующей электронной микроскопии)

Таблица 2

Макро- и микросостав поверхности закаливаемых изделий из стали 45 (% масс)

Охлаждающая среда	Позиция включения	C	O	Al	Si	P	S	Na	Mg	Cl	K	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe
вода	средний (рис. 2а)	32,50	8,51	1,33	1,81	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1,01	54,73
	1(рис.2а); 1(рис.2б)	48,09	28,42	11,10	11,29	-	0,11	-	-	-	-	-	-	-	-	1,00
	2(рис.2а)	22,03	7,74	0,42	0,70	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1,20	67,92
	3(рис. 2д)	41,26	35,42	10,63	10,65	0,04	0,07	-	-	-	0,86	-	-	-	0,01	1,05
	4(рис. 2д)	66,90	8,00	7,69	6,99	-	0,20	-	-	-	-	-	-	-	0,12	10,10
масло	1(рис.2 а) 1(рис.4.21б)	31,20	24,12	1,03	0,92	0,07	0,01	0,44	-	-	0,06	0,14	-	-	0,40	41,61
	2(рис.4.21а) 2(рис.4.21б)	26,85	3,59	0,10	0,23	0,07	0,26	0,15	-	-	0,12	0,02	-	-	1,14	67,44
	3(рис.4.21а)	28,64	19,14	0,38	4,03	0,27	0,10	0,11	-	-	0,04	0,10	1,01	0,61	1,08	44,50
	4(рис.4.21в) 4(рис.4.21д)	12,06	27,82	0,17	-	-	0,13	-	-	-	-	0,15	-	-	0,97	58,70
	5(рис.4.21в)	54,88	22,23	7,61	7,98	-	1,11	0,12	0,02	0,52	0,55	1,45	0,15	0,09	-	3,31
	6(рис.4.21е)	19,12	18,81	0,19	4,26	0,50	0,15	-	-	-	0,11	0,04	-	0,64	1,27	54,89
	7(рис.4.21е)	7,51	-	0,22	0,64	0,04	0,22	0,14	-	0,10	-	0,04	-	0,25	1,53	89,31
	8(рис.4.21е)	9,82	1,88	0,16	1,08	0,03	0,05	-	-	0,15	0,01	0,19	-	0,80	1,47	84,36
1,6%-ный ст-вор полимера	средний рис.4.22а	33,27	16,26	2,39	2,61	0,16	0,16	-	-	-	-	-	-	-	0,55	44,59
	1(рис.4.22а)	14,90	15,04	0,37	1,15	-	0,09	0,79	0,08	0,16	-	0,18	-	-	1,42	65,83
	2(рис.4.22а)	50,98	28,03	7,24	6,84	0,05	0,21	0,08	0,09	-	0,17	0,43	0,16	-	0,17	5,54
	3(рис.4.22г)	32,96	36,16	15,14	13,94	0,19	-	0,23	0,01	-	-	0,15	-	-	0,14	1,08
	4(рис.4.22г)	65,18	26,25	3,39	3,45	0,09	0,20	0,32	0,02	0,24	0,10	0,13	0,01	-	-	0,62
	5(рис.4.22е)	12,94	14,74	0,26	0,91			2,04				0,21	0,01		1,09	67,80
	6(рис.4.22е)	16,95	12,74	0,28	1,02	0,16	0,12	0,91	0,37	0,03	0,05	0,16	-	-	0,63	66,59

На темных алюмосиликатных участках пленки также наблюдается химическая неоднородность: более светлые включения (поз. 3 рис. 2д) близки к среднему составу темной составляющей пленки (поз. 1 рис. 2а) с присутствием калия; более темные составляющие (поз. 4 рис. 2д) имеют значительно меньшую степень окисленности. Все составляющие пленки содержат структурно свободный углерод, образующийся из-за протекания высокотемпературных массообменных процессов на межфазной границе металл – охлаждающая жидкость (водная среда). Их сущность заключается в возникновении микрогальванических высокотемпературных электрохимических процессов и растворении железа в поверхностном слое на глубине в несколько микрометров.

После закалки в масло необходимо проводить обезжиривание (промывку) и при необходимости химическую очистку поверхности изделий. Такая пленка состоит из трех принципиально отличающихся участков (рис. 3).

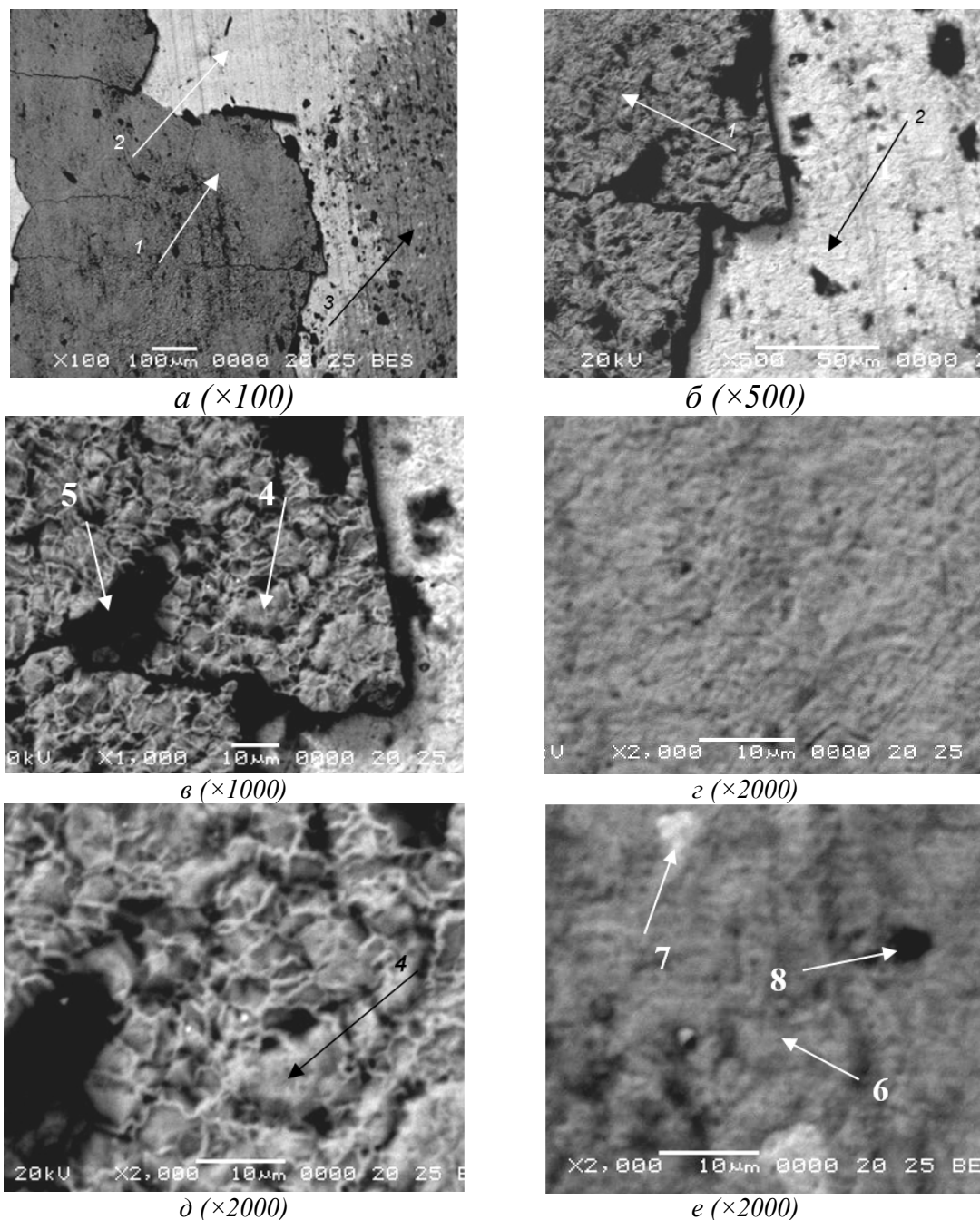


Рис. 3. Структура поверхностной пленки стали 45 после закалки в масло (исследования методом сканирующей электронной микроскопии)

Микросостав темных участков пленки (табл. 2) близок к оксидам и карбидам предпочтительно железа сложного состава (поз. 1 рис. 3а). В то же время светлые участки пленки состоят в основном из карбидов железа (поз. 2 рис. 3а). Серые участки пленки (поз. 3 рис. 3а) содержат как и темные участки оксиды и карбиды предпочтительно железа сложного состава с присутствием силикатов и титансодержащих соединений. Темные участки пленки состоят из оксидов железа (поз. 4 рис. 3в) и алюмосиликатов (поз. 5 рис. 3в). В составе серых участков пленки присутствуют включения (поз. 6 рис. 3е) примерно совпадающие с их средним составом при меньшей концентрации углерода, практически чистые участки железа (поз. 7 рис. 3в) и незначительно окисленные включения железа (поз. 8 рис. 3в).

После закалки в водно-акриловом полимере образуется тончайшая оксидокарбидная железосодержащая пленка (табл. 2) с присутствием небольших количеств глинозема, корунда и силикатов (рис. 4а). Светлая составляющая такой пленки (поз. 1 рис. 4.а) состоит из оксидов и карбидов предпочтительно железа сложного состава, имеющих мелкозернистое строение (поз. 5 рис. 4в) с межзеренными границами (поз. 6 рис. 4в) содержащими дополнительно соединения Mg и K. Темная составляющая пленки (поз. 2 рис. 4а) включает алюмосиликаты в железосодержащих оксидокарбидных включениях с неоднородными по составу зернами (более светлыми (поз. 3 рис. 4з) с более высокой концентрацией Al, Si, O и более темными с (поз. 4 рис. 4з) с более высокой концентрацией углерода. Нужно отметить, что повышенная концентрация структурно свободного углерода в составе пленок после охлаждения как в масле, так и в растворе полимера, вероятно, не связана с процессами пиролиза охлаждающих сред, а объясняется высокотемпературными окислительными процессами на поверхности металла.

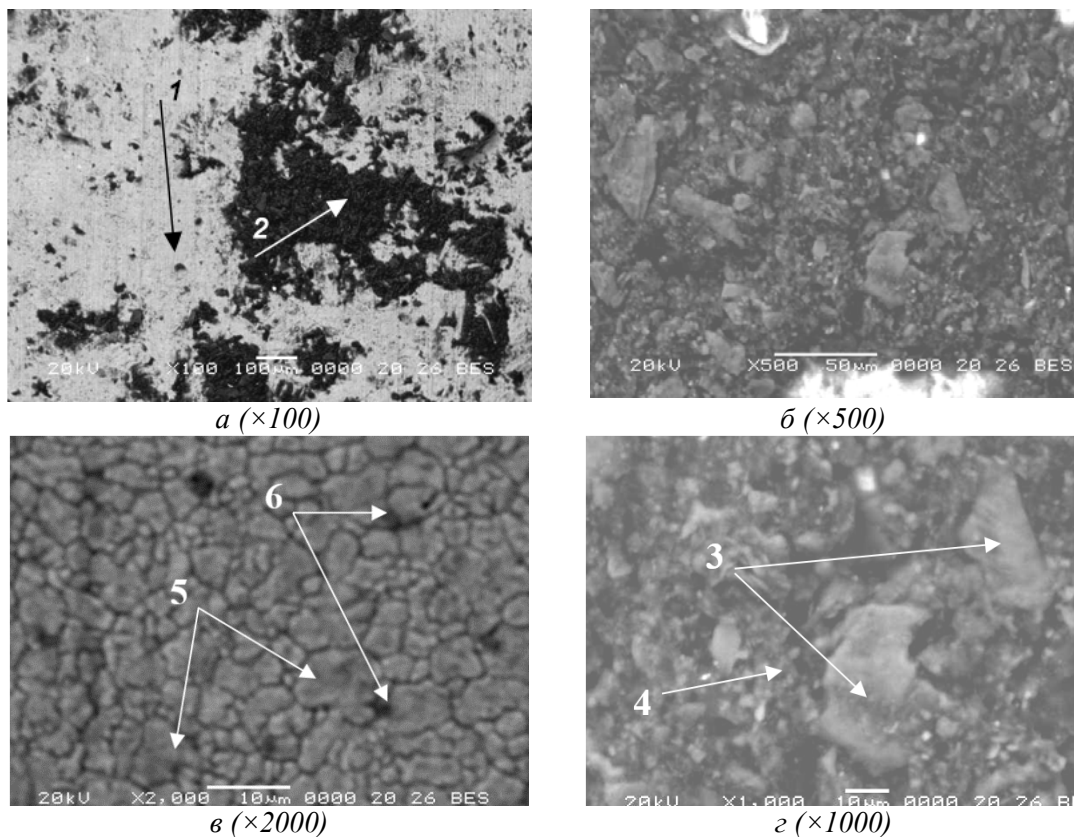


Рис. 4. Структура поверхностной пленки стали 45 после закалки в 1,6 %-ном растворе полимера (исследования методом сканирующей электронной микроскопии)

Заключение

Обоснованы физико-химические процессы на границе металл-охлаждающая среда, создана на основе отечественных водорастворимых полимеров (полиакриламидов, полиакрилатов) не обладающая огнеопасностью и вредным воздействием на организм человека универсальная технологическая среда для термической обработки металлов, которая в зависимости от концентрации моделирует условия охлаждения в существующих средах, в т.ч. масляных.

Исследовано влияние охлаждающей среды на качество поверхности закаливаемых изделий, при этом весовым методом, методом погружения, методом снятия поляризационных кривых и диаграмм Эванса исследовались массообменные процессы на межфазной границе металл – охлаждающая среда. Методом сканирующей электронной микроскопии определены структура и микросостав пленок образованных на закаленной поверхности, а также отдельные составляющие таких пленок.

1. Ю.С. Саркисов, В.А. Аметов, И.А. Курзина, Ю.А. Власов. Ресурсосберегающие технологии повышения качества и долговечности деталей, узлов и механизмов на нано-, мезо- и макроуровнях. Известия Томского политехнического университета. 2010. Т. 316. № 2. – с. 5-12.
2. Минаев А.Н., Попов А.П. Деревцов Н.М. Химическая организация вещества в неорганических и биологических объектах //Известия МАИ ВШ. – 2001. – № 4 (18). – С. 118–127.
3. Гарост, А. И. Железоуглеродистые сплавы: структурообразование и свойства / А. И. Гарост. – Минск: Беларус. навука, 2010. – 252 с.
4. Способ термической обработки изделий из черных металлов : пат. 11233 Респ. Беларусь : МПК7 С 21 D 1/56 / Гарост А. И., Шишаков Е. П., Корнейчик А. К.; патентообладатель УО «БГТУ». – № а20070625; заявл. 24.05.2007; опубл. 30.10.2008 // Афіцыйны бюлетэнь / Нац. цэнтр інтэлект. уласнасці. – 2008. – № 5.

Стаття прийнята до редакції 12.03.2015.

УДК 669.295: 621.785.062

О. Г. Лук'яненко, В. С. Труш

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНИ ЦИРКОНІЄВОГО СПЛАВУ Zr-1 % Nb

У роботі наведено експериментальні результати впливу твердорозчинного модифікування поверхневого шару металу елементами втілення з контрольованого розрідженого кисневмісного газового середовища на фізико-механічні властивості цирконієвого сплаву Zr-1%Nb. Зокрема показано, що твердорозчинне модифікування поверхневого шару киснем позитивно впливає на опір втомі сплаву Zr-1%Nb за чистого згибу.

Ключові слова: цирконієвий сплав Zr-1%Nb, поверхневий шар, елементи втілення, втомна довговічність.

А. Г. Лукьяненко, В. С. Труш**ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Zr-1 % Nb**

В работе приведены экспериментальные результаты влияния твердорастворного модифицирования поверхностного слоя металла элементами внедрения из контролируемой разреженной кислородсодержащей газовой среды на физико-механические свойства циркониевого сплава Zr-1%Nb. В частности показано, что твердорастворное модифицирование поверхностного слоя кислородом положительно влияет на сопротивление усталости циркониевого сплава Zr-1%Nb при чистом изгибе.

Ключевые слова: циркониевый сплав Zr-1%Nb, поверхностный слой, элементы внедрения, усталостная долговечность.

О. Н. Luk'yanenko, V. S. Trush**SURFACE ENGINEERING OF THE ZIRCONIUM ALLOY Zr-1%Nb**

Experimental results of the influence of the modification near surface layers of metal by interstitial elements from a controlled rarefied oxygen-containing gas environment on the physical and mechanical properties of Zr-1%Nb zirconium alloy have been presented. In particular, we showed that modification of surface layers by oxygen solid solution has a positive effect on the fatigue resistance of Zr-1%Nb zirconium alloy with pure bending.

Key words: Zr-1%Nb zirconium alloy, surface layer, interstitial element, fatigue life.

На даний час в ядерних реакторах широке застосування мають цирконієві сплави, які володіють високою корозійною стійкістю, малим перерізом захоплення теплових нейтронів та ін. В атомній промисловості з цирконієвих сплавів виготовляють, зокрема, тонкостінні трубки для оболонок ТВЕЛів, які є відповідальними виробами, оскільки вихід ТВЕЛів з ладу з розгерметизацією оболонок неприпустимий. Механічні властивості цирконію дуже чутливі до вмісту домішок втілення. Присутність їх у металі у твердому розчині втілення (кисню, азоту, вуглецю) призводить до зміни міцності й пластичності, особливо за невисоких температур. Кисень є одним з елементів втілення, який суттєво впливає на властивості цирконієвих сплавів. У промислових цирконієвих сплавах кисень присутній як домішка, а також уводиться як легувальний елемент для керування структурою й властивостями металу. При цьому вплив кисню на фізико-механічні властивості цирконію та його сплавів неоднозначний. Вивченню впливу кисню на властивості цирконієвих сплавів і поведінку матеріалу під опроміненням присвячений ряд робіт [1-5]. Встановлено, що сегрегація домішок втілення підвищує ризик руйнування під час експлуатації [2]. З іншого боку, завдяки своїй зміцнювальній дії кисень сприяє підвищенню тривалої стійкості й опору повзучості під опроміненням [3, 4]. Тому кисень уводиться до складу сплаву Zr-1%Nb як легувальний елемент до 0,14 і більше відсотків [1]. У роботі [5] показано, що підвищення вмісту кисню до 0,16% в оболонкових трубах зі сплаву Zr-1%Nb викликає інтенсивне зміцнення та не приводить до значної втрати пластичності. Таким чином, вплив кисню на експлуатаційні властивості неоднозначний і вимагає додаткових досліджень у кожному конкретному випадку. Тому розширення уявлень про вплив поверхневого шару металу збагаченого киснем на комплекс фізико-механічних та функціональних властивостей цирконієвих сплавів є актуальним.

Мета роботи – встановити вплив модифікування поверхневого шару металу домішками втілення на комплекс фізико-механічних та функціональних властивостей цирконієвого сплаву Zr-1%Nb за дифузійного насичення з розрідженого кисневмісного газового середовища.

Характеристика досліджуваних матеріалів, виготовлення та підготовка зразків. Матеріалом досліджень обрано тонколистовий (~1 mm) цирконієвий сплав Zr-1%Nb, виготовлений у ННЦ «ХФТ». Металграфічні та діаметричні дослідження виконували на

зразках розміром $10 \times 15 \times 1$ mm (рис. 1 а). Дослідження мікроструктури цирконієвого сплаву до та після хіміко-термічної обробки здійснювали на «скісних» шліфах з використанням металографічного мікроскопа "Eriquant", обладнаного системою візуалізації зображення.

Для випробувань чистим згином використовували плоскі зразки із шириною робочої частини 3 mm, товщиною ~ 1 mm (рис. 1 б).

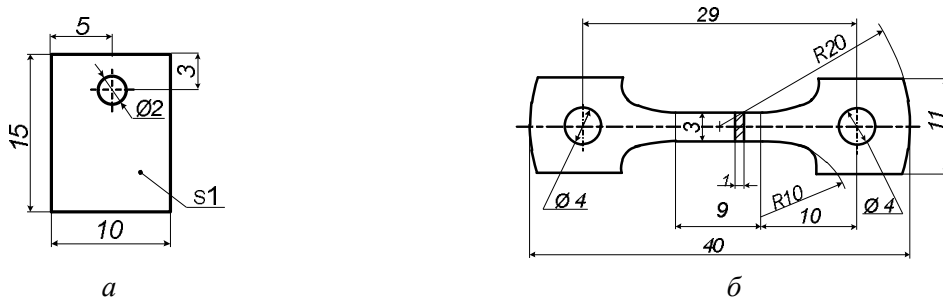
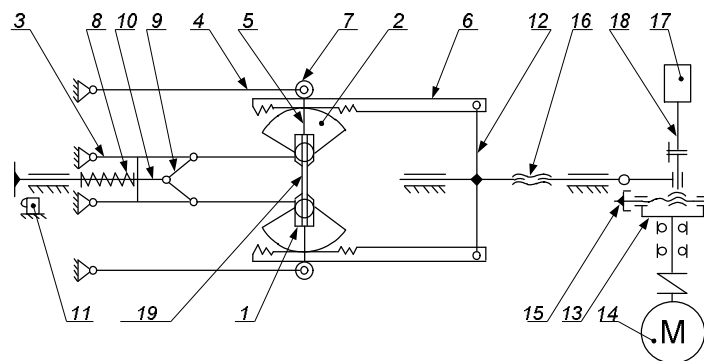


Рис. 1. Зразки для фізичних досліджень (а) та випробувань чистим згином (б).

Випробування на втому. Випробування зразків на втому за чистого згину в режимі жорсткого навантаження із заданою амплітудою деформації $\pm \epsilon_a$ в діапазоні $0,8 \dots 1,0\%$ з частотою навантаження $\nu = 0,5$ Hz на повітрі за кімнатної температури проводили на машині УМДУ-01, що розроблена та виготовлена у ФМІ НАН України [6], принципова схема якої представлена на рис. 2.



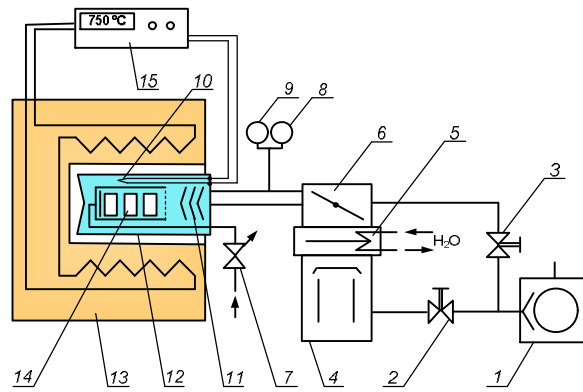
1 – захват; 2 – зубчастий сектор; 3, 4 – вилка; 5 – ланка; 6 – рейка зубчата; 7 – ролик; 8 – пружина; 9, 10 – ланки; 11 – кінцевий вимикач; 12 – перекладина; 13 – регульовальний кривошип; 14 – двигун; 15 – мікрометричний механізм зміщення кривошипу; 16 – муфта для створення асиметричного циклу навантаження, 17 – лічильник; 18 – гнучкий вал; 19 – зразок

Рис. 2. Принципова схема машини для випробувань чистим згином.

Методика хіміко-термічної обробки. Поверхневий модифікований шар формували дифузійним насиченням з кисневмісного газового середовища за двох режимів: $P_1 - T = 580^\circ\text{C}$, $\tau = 3$ h, $P = 1,33 \cdot 10^{-3}$ Pa (прийнято за вихідний стан) та $P_2 - T = 580^\circ\text{C}$, $\tau = 0,5$ h, $P = 1,33$ Pa + $T = 580^\circ\text{C}$, $\tau = 2,5$ h, $P = 1,33 \cdot 10^{-2}$ Pa. Термічну обробку сплавів цирконію проводили на лабораторному термічному обладнанні з мінімальним натіканням у реакційну ампулу печі (рис. 3).

Методи фізичних досліджень. Утворення твердого розчину втілення в металі під час дифузійного насичення цирконієвого сплаву домішками втілення пов'язано зі спотворенням кристалічної ґратки та, внаслідок цього, суттєвим підвищенням твердості. Тому, параметри газонасиченого шару визначали за мікротвердістю, яку вимірювали з поверхні та по перерізу шліфа, виготовленого з газонасиченого зразка. Мікротвердість із поверхні та по перерізу зразків визначали на приладі ПМТ-3М за навантаження $0,49$ N.

Фазовий склад поверхневих шарів металу визначали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.0 в монохроматичному $\text{CuK}\alpha$ - випромінюванні з фокусуванням трубки за схемою Бреґга-Брентано. Напруга на аноді рентгенівської трубки 30 kV за струму 20 mA. Сканували з кроком $0,05^\circ$.



1 – форвакуумний механічний насос; 2 – запірний кран; 3 – запірний кран бай пасу; 4 – дифузійний високо вакуумний насос; 5 – пастка дифузійного насосу; 6 – керований затвор; 7 – вентиль-натікач; 8 – термопарний вакуумний давач; 9 – іонізаційний високо вакуумний давач; 10 – термопара; 11 – система екранів; 12 – реакційна ампула; 13 – піч; 14 – контейнер зі зразками; 15 – система керування нагрівом печі

Рис. 3. Принципова схема вакуумної установки.

Фрактографічні дослідження проводили за допомогою сканувального електронного мікроскопа EVO 40XVP (Carl Zeiss, Німеччина) на зразках цирконієвих сплавів після втомного руйнування.

Результати та їх обговорення. Насичення елементами втілення приповерхневого шару цирконієвих сплавів супроводжується спотворенням кристалічної ґратки та, внаслідок цього, підвищенням твердості. Тому, після термічної обробки визначали мікротвердість як поверхні так і приповерхневого шару. За результатами дюрOMETричних досліджень поверхневого шару зразків сплаву Zr-1%Nb, оброблених за режимами *P1* та *P2*, твердість поверхні змінюється від 270 ± 43 до 520 ± 100 kg/mm² відповідно за зміцненої зони 35...40 μm (рис. 4 а, б). Це свідчить про більше поглинання зразками елементів втілення (кисню) з розрідженої газової атмосфери під час ХТО за режимом *P2*.

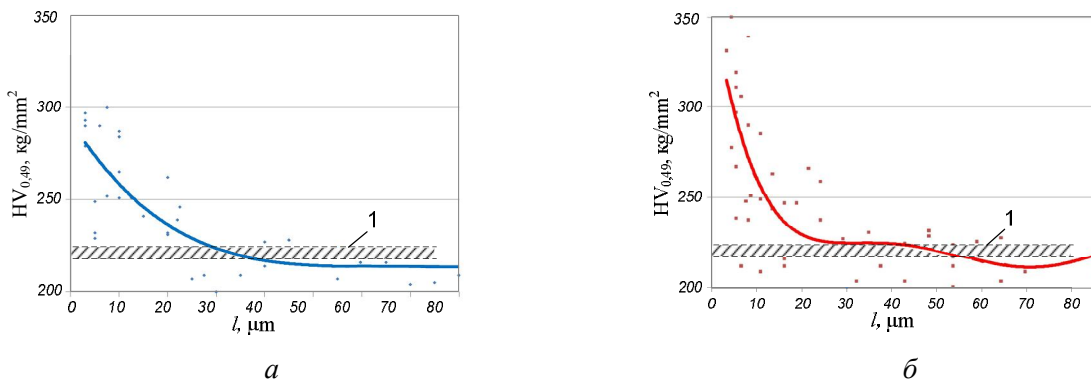


Рис. 4. Розподіл мікротвердості по перерізу зразків сплаву Zr-1%Nb після обробок за режимами *P1* (а), *P2* (б) та твердість матриці – 1.

Рентгенівський фазовий аналіз. Результати рентгенівського фазового аналізу свідчать про те, що твердорозчинне модифікування поверхневого шару сплаву Zr-1%Nb киснем за наведеними режимами не викликає фазових змін (рис. 5). Зокрема, після обробки за режимом *P1* (обробка в глибокому вакуумі) інтенсивність рефлексів є більшою, оскільки спотворення кристалічної ґратки металу менші, ніж після режиму *P2*.

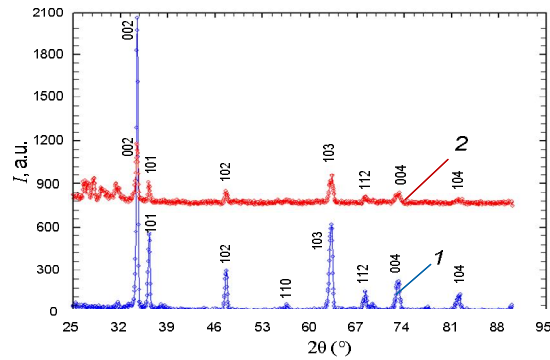


Рис. 5. Дифрактограми, зняті з поверхні сплаву Zr-1 % Nb після обробки за режимами P1 (1) та P2 (2)

Мікроструктура. Мікроструктура приповерхневого шару металу не зазнає помітних змін після обробки за режимами P1 та P2 (рис. 6). Причиною відсутності видимих змін у приповерхневому шарі металу ймовірно є невисока температура ($T = 580^{\circ}\text{C}$) та тривалість ($\tau = 3 \text{ h}$) обробки.

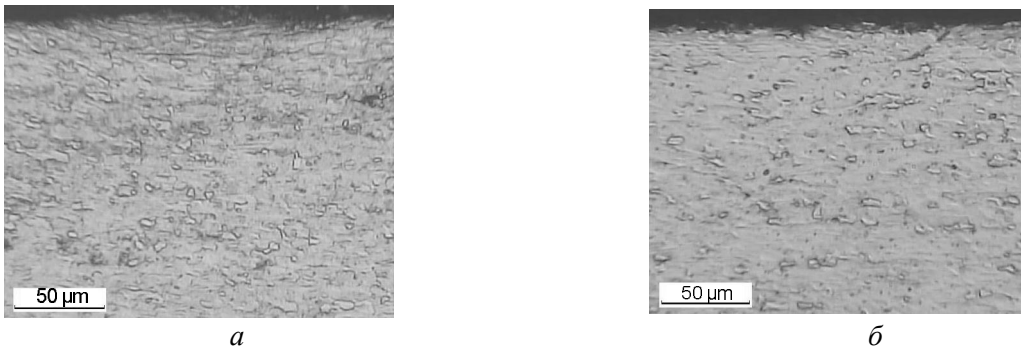


Рис. 6. Мікроструктура приповерхневого шару сплаву Zr-1 % Nb після обробки за режимами P1 (а) та P2 (б)

Втомна довговічність. Чутливою до твердорозчинного зміцнення приповерхневого шару металу зразків виявилась їх втомна довговічність. Згідно з результатами випробувань твердорозчинне модифікування за режимом P2 позитивно вплинуло на втомну довговічність досліджуваного сплаву за чистого згину в діапазоні амплітуди деформації $\pm\varepsilon = 0,8 \dots 1,0\%$ (рис. 7). Поліпшення опірності руйнуванню, ймовірно, спричинено тим, що, внаслідок твердорозчинного зміцнення (рис. 4), у приповерхневому шарі сформовано сприятливий градієнт стискальних напружень.

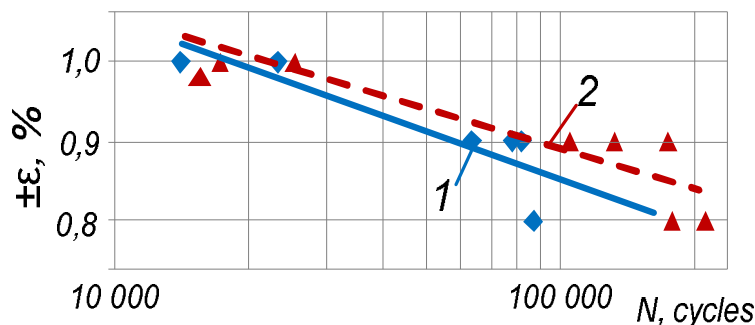


Рис. 7. Втомна довговічність сплаву Zr-1%Nb за чистого згину після обробки за режимами P1 (1) та P2 (2).

Особливості руйнування. Встановлено особливості руйнування зразків сплаву Zr-1%Nb з модифікованим поверхневим шаром після випробувань чистим згином за амплітуди деформації $\pm\varepsilon = 0,9\%$ (рис. 8). Зокрема, показано, що після вакуумного відпалу P1 за чистого згину руйнування досліджуваного сплаву відбувається за змішаним типом: спостерігаються скольні

фасетки невеликих розмірів і незначні деформаційні гребені, які їх оточують (рис. 8 а), а на відстані 15...30 μm від поверхні відбувається перехід до суцільного в'язкого руйнування. На зразках із модифікованим приповерхневим шаром, для яких зафіксовано підвищення втомної довговічності, спостерігається в'язкий характер руйнування приповерхневого шару за наявності незначної кількості дрібних скольних фасеток та за істотного збільшення розміру деформаційних гребенів (рис. 8 б).

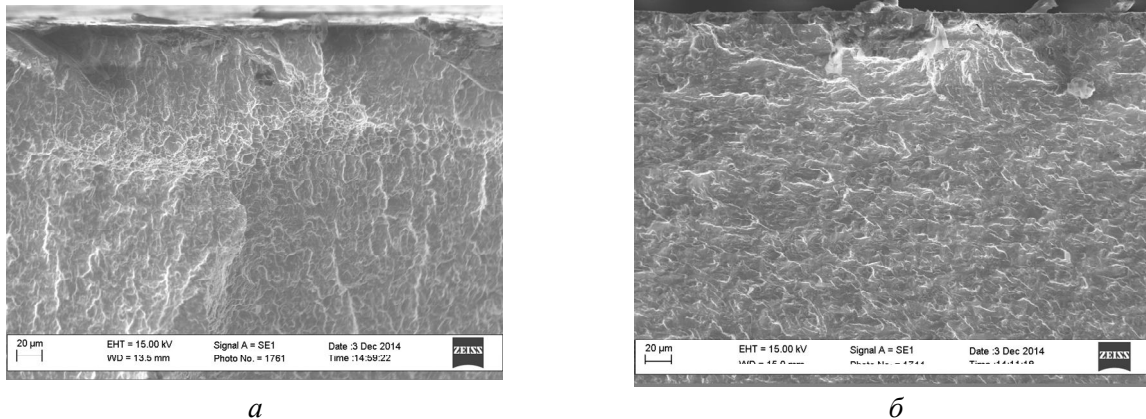


Рис. 8. Злами в приповерхневому шарі зразків сплаву Zr-1 % Nb за чистого згину при амплітуді деформації $\pm \epsilon_a = 0,9\%$, оброблені за режимами P1 (а), P2 (б).

Висновки. Наведено експериментальні результати впливу модифікування поверхневого шару металу в киснем на комплекс фізико-механічних властивостей, зокрема на твердість, на фазовий склад та на структуру сплаву Zr-1%Nb. Встановлено, що модифікування за певних температурно-часових та газодинамічних параметрів насичувального середовища ($T = 580^\circ\text{C}$, $\tau = 0,5 \text{ h}$, $P = 1,33 \text{ Pa}$ + $T = 580^\circ\text{C}$, $\tau = 2,5 \text{ h}$, $P = 1,33 \cdot 10^{-2} \text{ Pa}$) забезпечує поліпшення втомної довговічності цирконієвого сплаву Zr-1%Nb.

Встановлено особливості руйнування сплаву Zr-1%Nb після різних обробок. Зокрема, показано, що після вакуумного відпалу ($T = 580^\circ\text{C}$, $\tau = 3 \text{ h}$, $P = 1,33 \cdot 10^{-3} \text{ Pa}$) за випробувань чистим згином руйнування досліджуваного сплаву відбувається за змішаним типом. На зразках із твердорозчинно модифікованим приповерхневим шаром, для яких зафіксовано підвищення втомної довговічності, спостерігається в'язкий характер руйнування приповерхневого шару за наявності незначної кількості дрібних скольних фасеток та істотного збільшення розміру деформаційних гребенів.

1. Займовский А. С. Циркониевые сплавы в атомной энергетике / А. С. Займовский, А. В. Никулина, Н. Г. Решетников. – М.: Энергоиздат, 1981. – 253 с.
2. Aitchison I. Role of microsegregation in fracture of cold-worked Zr-2,5% Nb pressure tubes / I. Aitchison, P. H. Davies. // J. Nucl Mater. – 1993. – V. 203, No 3. – P. 206–220.
3. Металлургические факторы, определяющие свойства сплавов циркония под облучением / А. В. Никулина, М. М. Перегуд, В. К. Шамардин, В. П. Кобылянский // Труды Международной конференции по реакторному материаловедению, Алушта, 22-25 мая 1990. Т. 4. – Харьков, 1990. – С. 40–54.
4. Радиационное формоизменение оболочечных и канальных труб из сплавов циркония при высоких флюенсах нейтронов / В. П. Кобылянский, В. К. Шамардин, З. Е. Островский, В. М. Раевский, А. В. Никулина, М. М. Перегуд, В. М. Григорьев // Там же, с. 64-72.
5. Влияние реакторного облучения на механические свойства циркониевых сплавов / В. А. Цикалов, Б. В. Самсонов, А. Я. Рогозянов и др. // Физ. и химия обработки материалов. – 1982. – №6. – С. 3–7.
6. Максимович Г. Г. Микромеханические исследования свойств металлов и сплавов / Г. Г. Максимович. – К.: Наук. думка, 1974. – 244 с.

Стаття прийнята до друку 12.03.2015.

УДК 620.22.621.92

А. В. Маткова, С. М. Матвійчук*Луцький національний технічний університет***ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ МЕТОДІВ ВИДАЛЕННЯ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОГО ШАРУ З ПОВЕРХНІ ЛОПАТОК ТУРБІН АВІАДВИГУНІВ**

У статті розглянуто механічні способи видалення рекристалізаційного шару з поверхні лопаток турбін авіадвигунів. Проаналізовано ефективність використання вибраних методів шляхом порівняння товщини рекристалізаційного шару.

Ключові слова: газотурбінний двигун, турбіна високого тиску, вхідна кромка, вакуумна термовідновлююча обробка, рекристалізаційний шар, піскоструминна обробка.

А. В. Маткова, С. М. Матвейчук**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ МЕТОДОВ УДАЛЕНИЯ РЕКРИСТАЛИЗАЦИОННОГО СЛОЯ С ПОВЕРХНОСТИ ЛОПАТОК ТУРБИН АВИАДВИГАТЕЛЕЙ**

В статье рассмотрены механические способы удаления рекристаллизационного слоя с поверхности лопаток турбин авиадвигателей. Проанализирована эффективность использования выбранных методов путем сравнения толщины рекристаллизационного слоя.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, турбина высокого давления, входная кромка, вакуумная термовосстанавливающая обработка, рекристаллизационный слой, пескоструйная обработка.

A.V. Matkova, S.M. Matviichuk**RESEARCH OF THE MECHANICAL METHODS OF RECRYSTALLIZATION LAYER FROM THE SURFACE OF TURBINE BLADES OF AIRCRAFT ENGINES**

The article reviews the mechanical removal methods of recrystallization layer from the surface of turbine blades of aircraft engines. The efficiency of the use of selected methods by comparing the thickness of the recrystallization layer are analyzed.

Keywords: gas turbine engine, turbine of high pressure, input edge, vacuum thermorevitalizing treatment, recrystallization layer, sandblasting treatment.

Постановка проблеми. Україна володіє значним потенціалом створення і виробництва авіаційної техніки. Авіаційна галузь в Україні може претендувати на високе місце в сучасному світі високих технологій [1]. Оскільки придбання літаків - питання досить складне, необхідно вести велику науково-технічну роботу для того, щоб продовжити життєвий ресурс наявних літаків[2].

Створення високоресурсних та надійних газотурбінних двигунів (ГТД) – важлива задача сучасного авіадвигунобудування.

Робочі лопатки турбіни - одні з найбільш відповідальних деталей в авіадвигуні. Їх обрив може привести до нелокалізованого руйнування двигуна і до катастрофи. Враховуючи важкі умови роботи лопаток ГТД та їх роль в двигуні (надійність і ресурс лопаток турбін зазвичай визначають надійність і ресурс двигуна), до конструктивних форм робочих лопаток турбін, до способу їх кріплення в диску, до їх матеріалів, технології виготовлення і контролю в експлуатації ставлять особливо жорсткі вимоги[3].

В даний час з ускладненням конструкцій ГТД вартість виготовлення багатьох вузлів і деталей різко збільшується і виконання ремонту методом заміни зношених деталей новими стає економічно невигідним. Для поліпшення економічних показників ремонту двигунів більш доцільно відновлювати дефектні деталі для подальшого їх використання [4].

Мета дослідження. Дослідження ефективності методів видалення рекристалізаційного шару з поверхні лопаток авіадвигунів, що утворився після вакуумної термовідновлюючої обробки лопаток, попередньо дослідивши структуру вихідного матеріалу.

Результати досліджень. Досліджувалися робочі лопатки турбіни високого тиску (лопатка №1 та лопатка №2), що обірвалися на двигуні, який потребував виконання капітального ремонту.

В роботі попередньо досліджувалися мікроструктура вихідного матеріалу(сплав ЖС26ВИ) замка та вхідної кромки лопаток турбіни високого тиску . В результаті було встановлено:

- лопатка №1: вхідна кромка та замок при збільшенні в 640 разів(рис.1,2) та при збільшенні 1600 разів (рис.№3,4) мають стандартну структуру.

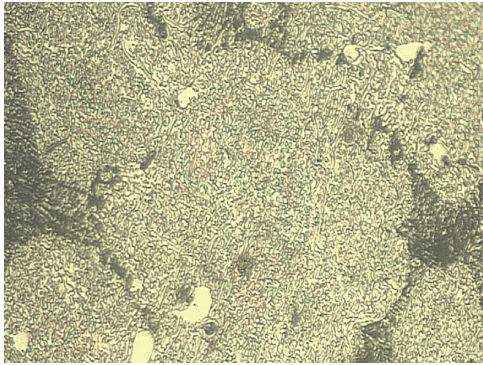


Рис. 1. Мікроструктура вхідної кромки лопатки №1 x640

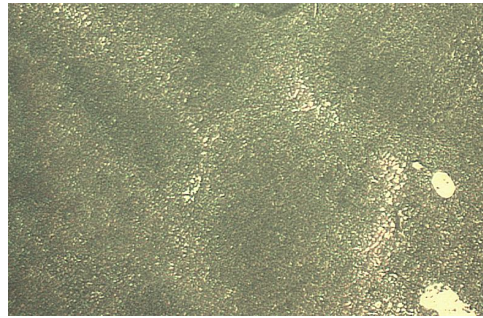


Рис. 2. Мікроструктура замка лопатки №1 x640

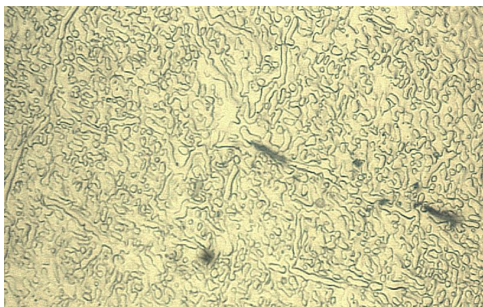


Рис.3. Мікроструктура вхідної кромки лопатки №1x1600

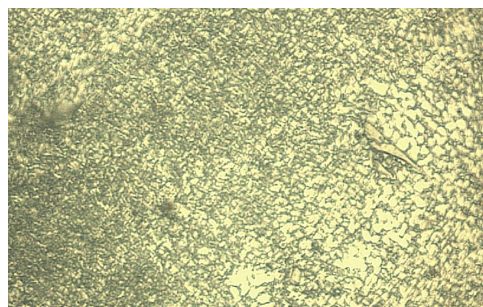


Рис.4. Мікроструктура замка лопатки №1x1600

-лопатка №2: при збільшенні в 640 разів (рис.5,6) та при збільшенні в 1600 (рис.7,8) разів матеріал вхідної кромки та замка також мають стандартну мікроструктуру.

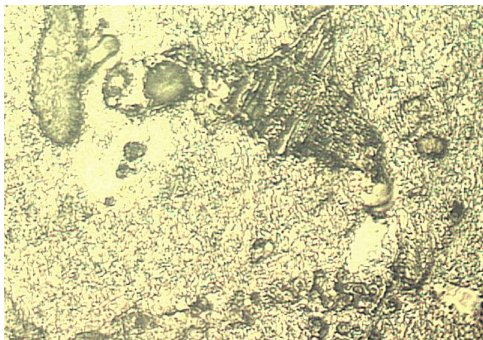


Рис.5. Мікроструктура вхідної кромки лопатки №2 x640

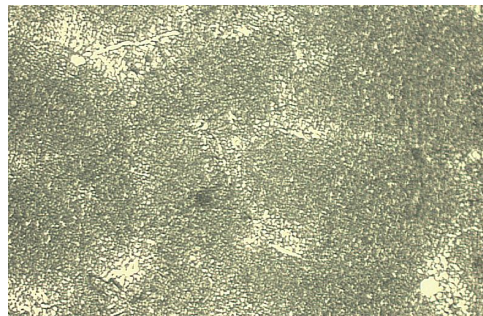


Рис.6. Мікроструктура замка лопатки №2 x640

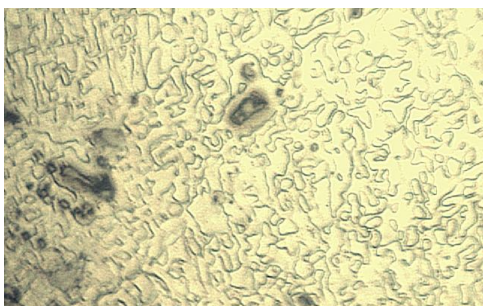


Рис.7. Мікроструктура вхідної кромки лопатки №2 x1600

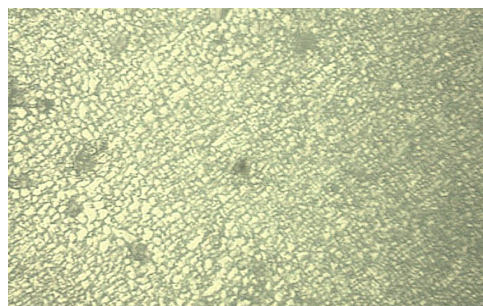
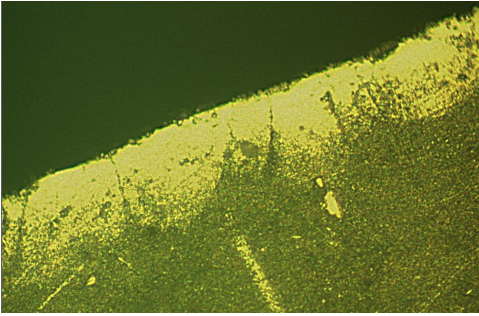


Рис.8. Мікроструктура замка лопатки №2 x1600

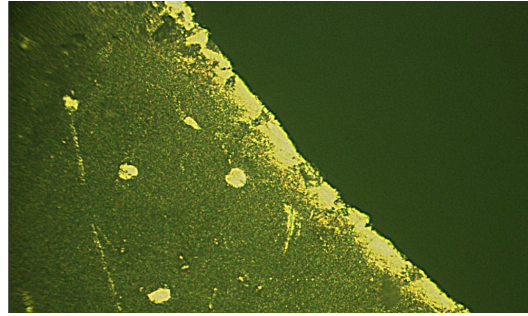
Лопатки піддавались відновленню – ВТВО (вакуумна термовідновлююча обробка). Після відновлення проводились дослідження на визначення товщини рекристалізаційного шару, а також визначення повноти видалення рекристалізаційного шару на мікрошліфах лопаток, що були розрізані вздовж, і на шліфах лопаток, що розрізались упоперек. Після цього використовувалися різні методи видалення рекристалізаційного шару, з метою встановлення більш ефективного методу зачистки.

На лопатці №1 рекристалізаційний шар був підданий зачистці методом піскоструминної обробки; на лопатці №2 – зачистці повстяним кругом, накатаним абразивним порошком. Після проведення досліджень було встановлено наступне:

1. Товщина рекристалізаційного шару становила: на лопатці №1 – 40-60 мкм; на лопатці №2 – 20-35 мкм (рис. 9, 10).



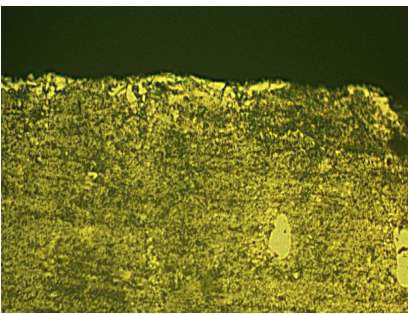
**Рис.9. Лопатка №1.
Рекристалізаційний шар. Товщина шару 40-60 мкм (x640)**



**Рис.10. Лопатка №2.
Рекристалізаційний шар. Товщина шару 20-35 мкм (x640)**

2. Після зачистки методом піскоструминної обробки лопатки №1 на повздовжньому шліфі рекристалізаційний шар не виявлений (рис. 11); на поперечному розрізі виявлений шар товщиною 9-20 мкм (рис. 12).

3. Після зачистки повстяним кругом лопатки №2 рекристалізаційний шар не виявлений ні на повздовжньому ні на поперечному шліфах (рис. 13,14).



**Рис.11. Перо лопатки ТВТ №1.
Повздовжній розріз після піскоструминної обробки (x640)**

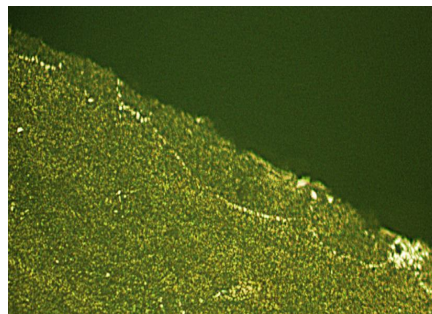


Рис.12. Перо лопатки №2. Поперечний розріз після піскоструминної обробки (x640)

4. Мікротвердість рекристалізаційного шару становить 550 кг/мм^2 , мікротвердість поверхні після піскоструминної обробки – 630 кг/мм^2 , мікротвердість поверхні після обробки повстяним кругом – 510 кг/мм^2 .

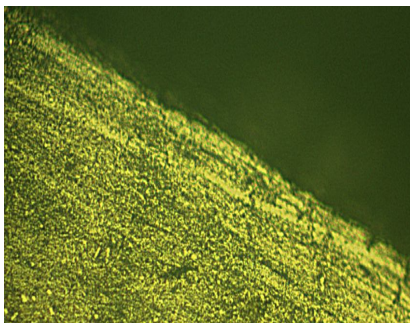


Рис. 13. Перо лопатки №2. Повздовжній розріз після обробки повстяним кругом (X640)

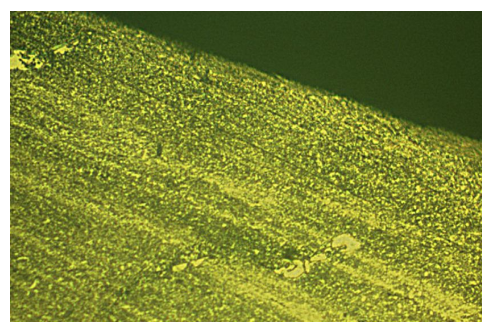


Рис.14. Перо лопатки №2. Поперечний розріз після обробки повстяним кругом (x640)

Таким чином, на підставі результатів досліджень можна зробити висновок, що видалення рекристалізаційного шару найефективніше відбувається при обробці поверхні лопаток методом зачистки повстяним кругом, накатаним абразивним порошком. Отримані результати можуть бути підтвержені після дослідження більшої кількості експлуатованих і відновлених зразків лопаток авіадвигунів.

Оскільки важливо забезпечити міцність, надійність і довговічність робочих лопаток ГТД при мінімальних матеріаломісткості і витратах на виготовлення та ремонт, то необхідно активно упроваджувати у виробництво прогресивні методи механічної обробки.

1. Абраимов Н. В., Елисеєв Ю. С., Крылов В. В. Авиационное материаловедение и технология обработки металлов: Учебное пособие для вузов. – М.: Высшая школа, 1998. – 444 с.
2. Лозицкий Л. П. и др. Конструкция и прочность авиационных газотурбинных двигателей. – М.: Воздушный транспорт, 1992. – 535 с.
3. Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М и др. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. – Запорожье. – 2003.
4. Скубачевский Г. С. Авиационные газотурбинные двигатели. Конструкция и расчет деталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 550 с.

Стаття прийнята до редакції 15.03.2015.

Д.В. Омесь, А.В. Драган

Брестский государственный технический университет

**ПРОБЛЕМЫ ВИБРОАКУСТИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ ПОВРЕЖДЕНИЙ
ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС МНОГОВАЛЬНЫХ ПРИВОДОВ**

Рассмотрены результаты исследований в вибродиагностике зубчатых передач, а также проблемы идентификации и локализации повреждений зубчатых колес и сформулированы пути их решения.

Ключевые слова: диагностика, виброакустика, зубчатая передача, повреждение, вибросигнал.

Рис. 1. Лит. 9.

D. Omes, A. Dragan

**PROBLEMS VIBROACOUSTIC DIAGNOSTICS DAMAGE GEARS DRIVES
MULTISHAFT**

The results of research in vibration diagnostics of gears, as well as the problems of identification and localization of lesions gears and articulated solutions.

Keywords: diagnostics, vibroacoustics, gear, damage to vibrate.

Введение. Зубчатые передачи – наиболее распространенные механизмы машин и агрегатов, ввиду своей надежности и долговечности. В процессе работы даже исправная зубчатая передача производит шум и вибрацию, измерив которые можно решать вопросы определения технического состояния зубчатых колес. В процессе эксплуатации непременно происходит появление дефектов зубчатых колес, чрезмерное развитие которых может привести к нарушению работы или поломке привода.

Виброакустическая диагностика позволяет осуществлять безразборный контроль, при котором сокращаются затраты ресурсов и времени. Техническое состояние любой зубчатой пары может быть оценено при помощи анализа вибросигналов [1]. Такое заявление справедливо как для единичной зубчатой пары, так и для сложных многовальных зубчатых приводов (редукторов, мультипликаторов).

Виброакустический сигнал имеет сложную структуру, зависящую от динамики механизма и набора комплектующих его узлов, содержит полезную составляющую и помехи, которые препятствуют точной расшифровке информации, содержащейся в сигнале. Во-первых, энергия, выделяемая в процессе зубозацепления не очень велика; во-вторых, места установки вибродатчиков, в силу конструктивных особенностей приводов, значительно удалены от зоны зубозацепления. В результате путь передачи энергии вибрации зубозацепления большой и сигналы в нем сильно затухают. Поэтому для повышения информативности необходимо использовать специальные программные и аппаратные средства, высококвалифицированных диагностов, а также учитывать конструктивные и нагрузочные особенности конкретного объекта при разработке методики контроля.

В настоящее время накоплен достаточно существенный набор методов эффективной виброакустической диагностики и анализа элементов механических зубчатых приводов. Они основаны на Фурье-преобразовании и дают обобщенную картину виброактивности исследуемой системы и позволяют в ряде случаев успешно выявить и локализовать дефект. Однако в реальных условиях эксплуатации механизмов, когда режимы их работы непостоянны, чувствительность и достоверность этих методов снижается. Наибольшее распространение получили методы спектрального, кепстрального и синхронного анализа вибросигнала, а в последнее время – вейвлетного анализа.

1. Эксплуатационные дефекты зубчатых колес и их проявление в вибросигнале.

К дефектам многовальных зубчатых приводов относятся как дефекты изготовления и сборки, так и дефекты появляющиеся в процессе эксплуатации, нарушающие условия функционирования зубчатого зацепления. Дефекты изготовления и сборки определяют исходные характеристики виброакустических процессов для последующего сравнения их с текущими характеристиками в эксплуатационный период. Эксплуатационные дефекты контактирующих поверхностей зубьев являются дополнительными возмущающими факторами, которые приводят к изменению свойств виброакустического сигнала зубчатого привода. К таким дефектам относят абразивный износ рабочей поверхности зубьев, выкрашивание зубьев, заедание рабочих поверхностей, трещины и излом зубьев (рис.1).

Самым быстроразвивающимся и поэтому опасным видом повреждения зубьев является их разрушение, начинающееся с образования трещины и заканчивающееся сколом или поломкой зубьев. Кроме того весьма частым эксплуатационным дефектом является нарушение режима смазки контактирующих поверхностей, приводящее к шумовому наполнению спектра вибросигнала. Изменения, к которым приводят дефекты зубчатых колес, касаются всех характеристик вибросигнала, в том числе и спектра колебаний, при этом меняется энергетическое соотношение компонент спектра.

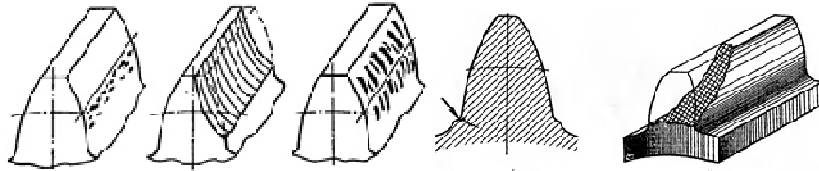


Рис. 1. Виды повреждений зубьев: выкрашивание, абразивный износ, заедание, трещина, поломка

Абразивный износ зубчатого зацепления относится к категории распределенного эксплуатационного дефекта [2, 3, 4]. Приводит к увеличению бокового зазора, к отрыву профилей зубьев в зацеплении и ударному режиму возбуждения колебаний. Это ведет к увеличению энергии гармонического ряда частот, кратных частоте зацепления, и перераспределению энергии между компонентами этого ряда в пользу высокочастотных компонент.

Влияние на характер вибрации абразивного изнашивания контактирующих поверхностей выражается в уменьшении шумовой компоненты и увеличении амплитуд гармонического ряда частот зубозацепления кинематического узла [5]. Равномерный абразивный износ всегда сопровождается ростом общего уровня спектральных составляющих вибрации практически во всем диапазоне измеряемых частот. Общее увеличение уровней спектральных компонентов, особенно в высокочастотной области, определяет степень развития износа поверхностей зубьев, что при сильном износе приводит к появлению в спектре широкополосных областей с высоким уровнем шума, которые могут поглощать составляющие основных частот возбуждения. Однако каждая зубчатая пара характеризуется своими частотами возбуждения: частотами вращения валов, зубцовой частотой и их гармониками [3].

Следует отметить, что увеличение амплитуды первой гармоники зубцовой частоты при увеличении степени изнашивания незначительное, и только при существенных нарушениях геометрии зубьев наблюдается рост составляющей зубцовой частоты. Поэтому необходимо учитывать изменение всех значимых компонент ряда kf_z , особенно при $k \geq 2$.

Выкрашивание зубьев (питтинг) часто становится причиной вторичных разрушений, поэтому важно своевременно диагностировать данный вид повреждения. Развитие локального повреждения типа ямок выкрашивания сопровождается изменением виброакустического сигнала как в диапазоне рабочих частот, так и за его пределами – в зоне высокочастотных резонансов механической системы, вызванным амплитудной модуляцией колебательного процесса в зубчатой передаче периодической последовательностью ударных импульсов, возникающих при попадании дефекта в зону контакта [2]. Изменения в виброакустическом сигнале зубчатой передачи при возникновении ямок выкрашивания наблюдаются как на вынужденных, так и на собственных частотах [4].

В работах [3, 6] отмечено, что выкрашивание приводит к увеличению деформации зубьев, а точнее – к росту ее контактной составляющей. В силу этого жесткость зацепления передачи в момент контактирования зуба, имеющего дефект, уменьшается, что происходит один раз за оборот вала. Питтинг приводит также к флуктуации давления в момент контактирования поврежденного зуба, следствием чего является увеличение глубины амплитудной модуляции – рост амплитуд гармоник оборотной частоты kf_{op} , комбинационных частот $mf_z \pm kf_{op}$, а также появление и существенный рост амплитуд субгармоник $0,5f_z \pm kf_{op}$. Следует обратить внимание на немонокотность изменения глубины модуляции вибросигнала при развитии питтинга со временем наработки механизма [2] – глубина модуляции резко возрастает в начальной стадии развития дефекта, когда повреждены только один-два зуба; далее с деградацией состояния зацепления значение индекса модуляции стабилизируется и даже уменьшается, когда локальный дефект преобразуется в распределенный по периметру зубчатого колеса.

При питтинге, т.е. усталостно-контактном выкрашивании, боковых поверхностей зубьев возникает широкий круг гармоник до 10-го и более высоких порядков [5]. Влияние на характер вибрации выкрашивания контактирующих поверхностей выражается в появлении периодических всплесков вибросигнала, модулирующих основной процесс возбуждения колебаний.

Заедание рабочих поверхностей зубчатых колес – это наиболее распространенный вид разрушения при высоких температурах, который со временем наработки может принимать лавинный характер, в результате чего передача выходит из строя. Заедание обычно сопровождается нерегулярными выбросами во временном сигнале, флуктуациями амплитуд гармоник зубцовой частоты kf_z , ростом амплитуд комбинационных частот $mf_z \pm kf_{ep}$, ростом виброактивности привода в окрестности собственных частот f_{ci} с расширением полосы за счет появления комбинационных частот вида $f_{ci} \pm (mf_z \pm kf_{ep})$ [2]. Важно, что перечисленные признаки могут сопровождать появление и других повреждений зубчатых колес и не являются характерными признаками заедания.

Однако исследуя модуляцию на зубцовых частотах, а точнее изменение уровней (глубину модуляции) спектральных составляющих на частотах вращения валов, можно распознавать заедание на начальном этапе [6]. Эксперименты, описанные в [4], показали, что при возникновении заедания в виброакустическом сигнале наблюдаются нерегулярные выбросы с амплитудами, превышающими среднее квадратическое значение вибрации, однако такие изменения в вибросигнале практически не влияют на его усредненную спектральную картину.

Трещины и излом зубьев зубчатых колес – наиболее опасный вид повреждения зубчатых колес, который может привести к отказу всего зубчатого механизма при попадании продуктов разрушения в зацепление, подшипники или другие рабочие органы механизма. При появлении трещины в основании зуба (или в другом месте) жесткость зацепления в момент контактирования с этим зубом резко падает. Это приводит к преждевременному входу в зацепление следующей пары зубьев, сопровождаемым ударом [2, 4, 7]. В виброакустическом сигнале появляются импульсы, амплитуда которых будет расти с увеличением трещины. Причем число импульсов за один оборот колеса будет равно числу поврежденных зубьев.

Помимо колебаний на вынужденных частотах в спектре вибрации присутствует ярко выраженная реакция механической системы на собственных частотах на воздействие периодической последовательности ударных импульсов при попадании локального дефекта в зону контакта зубьев [2]. При сильных повреждениях происходит существенный подъем виброактивности в зонах комбинационных частот $f_c \pm f_z$.

В работе [4] отмечена парадоксальность поведения спектральных характеристик виброакустических сигналов при появлении и развитии трещин и сколов зубьев. Рост амплитуд гармонического ряда зубцовых частот, как и рост общего уровня вибраций при деградации передачи, наблюдается с приработкой механизма лишь до определенного времени, после чего уровни дискретных составляющих начинают падать. При этом глубина модуляции процесса в зоне гармоник зубцовой частоты продолжает нарастать.

2. Проблемы выявления и идентификации повреждений зубчатых колес. Несмотря на достаточно большое количество известных на сегодняшний день диагностических признаков, в ходе собственных многочисленных экспериментальных исследований реальных силовых зубчатых приводов, а также по результатам исследований из литературных источников, можно выделить целый ряд довольно существенных проблем виброакустической диагностики многовальных зубчатых передач, сдерживающих ее широкое применение:

а) Сигнал от зубозацепления быстро затухает, а датчик, как правило, расположен «далеко». Энергия, выделяемая в процессе обкатывания зубьев, сама по себе не очень велика, а места установки вибродатчиков в силу конструктивных особенностей зубчатых приводов, значительно удалены от самой зоны зубозацепления. В результате путь передачи энергии вибрации достаточно велик и сигналы в нем сильно затухают. В быстроходных мультипликаторах частота зубозацепления может быть очень высокой, в следствие чего она очень сильно затухает в конструкции и на спектре опускается в «белый шум», поэтому ее невозможно даже зарегистрировать.

Поэтому необходимо использование для диагностики состояния зубчатых передач сигналов, как минимум, в размерности виброскорости, а в большинстве случаев, для повышения информативности, необходимо использовать вибросигналы в размерности виброускорения. Также необходимо учитывать конструктивные особенности привода ввиду сложности путей передачи вибрации от источника к вибродатчику и обоснованно выбирать места установки датчиков.

б) «Засорение» полезной информации шумовой составляющей сигнала. Вибрации от зубозацепления имеют в своем составе несколько фаз проскальзывания зуба по зубу, каждая из которых возбуждает колебания своей частоты, не связанной с частотой зубозацепления. Более того, каждый зуб генерирует свои частоты, а пары взаимно обкатываемых зубьев постоянно меняются. Это приводит к появлению в вибрации неоднородного «белого шума» вблизи частоты зубозацепления. Изменения в спектре вибросигнала, вызываемые зарождающимися дефектами, перекрываются шумовыми составляющими и остаются незамеченными. Также при конечной стадии деградации передачи происходит поднятие спектра от «белого шума».

Чтобы решить проблему шума можно пользоваться диагностикой состояния зубчатой пары не по частоте зубозацепления, а по частотам собственного резонанса элементов зубчатого привода. Современные программные и аппаратные средства обработки сигналов позволяют производить очистку сигнала от шума с незначительной потерей или без потери полезной составляющей сигнала.

в) *Отсутствие данных о первоначальном уровне вибрации исправного механизма.* Отсутствие нормативной информации по допустимым уровням как всего вибросигнала, так и отдельных его составляющих и гармоник, а также отсутствие информации об уровне вибрации имевшем место при заведомо исправном зубчатом приводе вызывает большие проблемы при диагностировании дефектов. Создание универсальных норм на спектральный состав вибросигналов применительно к различным объектам невозможно. Практически приемлемых норм на предельный уровень вибрации зубчатых приводов нет.

Поэтому задача практических диагностов сводится к принятию решения на основе собственного опыта и практики. В этом случае следует прибегать к тонкому и глубокому исследованию вибросигнала с использованием синхронного накопления для выделения составляющих вибрации, генерируемых отдельными элементами зубчатого привода, анализу соотношений амплитуд характерных гармоник, применения других специальных методов обработки сигнала, повышающих его информативность (например, кепстрального анализа, время-частотного анализа и других).

г) *Требования к высокой квалификации диагноста для тонкого анализа сигнала.* Глубинное знание опытным диагностом физических процессов в оборудовании, пусть даже в некоторых случаях интуитивное, безусловно приносит свои положительные плоды. Однако таких специалистов мало и, как правило, они специализируются на определенных типах оборудования. Диагностический математический аппарат, который должен использовать диагност для оценки состояния зубчатых передач достаточно сложен и включает в себя практически весь арсенал методов анализа вибросигнала.

Менее опытный диагност способен дать ложное заключение о наличии серьезных и развитых дефектов и необходимости проводить ремонтные работы. При этом часть действительно серьезных дефектов он способен упустить, так как они достигли такой степени развития, что просто перестали диагностироваться по спектрам вибросигналов.

Способствовать решению данной проблемы может совершенствование средств диагностики, предполагающее внедрение в круг решаемых ими задач алгоритмов обработки сигнала, снижающих субъективность принятия решения [8, 9].

д) *Большое число источников вибрации, в том числе не связанных с контактом зубьев.* Поскольку в состав многовального зубчатого привода входит 2 и более зубчатые передачи, подшипниковые опоры, соединительные муфты, виброакустический сигнал значительно усложняется и встает проблема идентификации поврежденного элемента в большом количестве гармонических составляющих. Диагностически значимые гармоники спектра могут перекрываться и накладываться друг на друга, приводить к появлению резонансных зон, что усложняет процесс диагностики.

При затрудненной идентификации дефектов в силу отмеченной причины эффективно себя показал метод синхронного накопления, реализация которого в функциональных возможностях средств диагностики позволяет разделить частотные составляющие от различных источников. Кроме того следует произвести измерения вибрации в нескольких точках привода и сопоставить спектры; изменить нагрузку передаваемую приводом; в отдельных случаях необходимо провести измерения при разгоне ведущего вала.

Кроме описанных выше также можно отметить еще ряд проблем: различные повреждения зубчатых колес имеют схожие проявления в вибросигнале, часто происходит одновременное развитие в разной степени нескольких видов повреждений.

Заключение. Точность оценки текущего технического состояния, а также достоверность диагностики дефектов зубчатых пар многовальных зубчатых приводов по виброакустическому сигналу во многом зависит от опыта вибродиагноста, его знаний о внутреннем устройстве контролируемого оборудования и природы происходящих вибрационных процессов. Несмотря на широкое развитие многочисленных методов обработки и анализа вибросигнала, программных и аппаратных средств диагностики, постановка диагноза содержит большую долю субъективности, процесс диагностики продолжительный и трудоемкий.

Наличие изложенных проблем вынуждает продолжать исследования, направленные на разработку таких методов виброакустической диагностики, которые бы позволили повысить ее объективность и эффективность, автоматизировать процесс измерения, обработки и постановки диагноза. Этому способствует развитие вычислительной техники, систем программирования и компьютерной математики, открывающие широкие возможности для реализации поставленных целей.

1. Русов В. А. Диагностика дефектов вращающегося оборудования по вибрационным сигналам. – Пермь, 2012. – 252 с.
2. Неразрушающий контроль: Справочник: В 7 т. Под общ. ред. В. В. Клюева. Т. 7: В 2 кн. Кн. 2: Балицкий Ф. Я., Барков А. В., Баркова Н. А. и др. Вибродиагностика. – М.: Машиностроение, 2005. – 829 с.
3. Ширман А.Р., Соловьев А.Б. Практическая вибродиагностика и мониторинг состояния механического оборудования. – Москва, 1996. – 276 с.
4. Генкин М.Д. Соколова А.Г. Виброакустическая диагностика машин и механизмов. – М.: Машиностроение, 1987. – 288 с.
5. Костюков В. Н. Основы виброакустической диагностики машинного оборудования: Учебное пособие / В. Н. Костюков, А. П. Науменко, С. Н. Бойченко, Е. В. Тарасов; под ред. В. Н. Костюкова. – Омск : НПЦ «Динамика», 2007. — 286 с.
6. Герике Б.Л. Мониторинг и диагностика технического состояния машинных агрегатов: Учебное пособие: В 2 ч.: Ч. 2. Диагностика технического состояния на основе анализа вибрационных процессов. – Кемерово, 1999. – 230 с.
7. Ишин Н.Н. Динамика и вибромониторинг зубчатых передач. – Минск: Беларус. Навука, 2013. – 432 с.
8. Драган А.В. Обработка спектральных характеристик колебательных процессов при диагностике и мониторинге многовальных зубчатых приводов / А.В. Драган, Ю.Н. Саливончик, В.А. Сокол // Вестник Брестского государственного технического университета. – 2009. – №4: Машиностроение.
9. Dmitry Omes, Alexandr Dragan. Vibroacoustic diagnostics of gear drives by using of wavelet analysis // Proceedings of XVI International Scientific Conference on INDUSTRIAL SYSTEMS – IS '14, Novi Sad, October 15-17 2014 / University of Novi Sad – Faculty of Technical Sciences, Department of Industrial Engineering and Management, 2014 (Novi Sad : GRID)

Стаття прийнята до редакції 12.03.2015.

УДК 621.951.72

А. А. Оргиян, А. М. Голобородько, Л. М. Перпери, В. П. Гугнин
СТАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ УСТОЙЧИВОСТИ ПРОЦЕССА РЕЗАНИЯ ПРЕЦИЗИОННЫХ
КОНИЧЕСКИХ ОТВЕРСТИЙ

В данной статье описано модель устойчивости процесса резания в статическом режиме конических отверстий при широколезвийной обработке и проведен ее расчет.

Ключевые слова: конический отверстие, широколезвийная обработка, статическая модель

Рис. 2. Лит. 4.

А. А. Оргиян, А. М. Голобородько, Л. М. Перпери, В. П. Гугнин
СТАТИЧНА МОДЕЛЬ СТІЙКОСТІ ПРОЦЕСУ РІЗАННЯ ПРЕЦИЗІЙНИХ КОНІЧНИХ
ОТВОРІВ

В даній статті описано модель стійкості процесу різання в статичному режимі конічних отворів при широколезвийній обробці та проведено її розрахунок.

Ключові слова: конічний отвір, широколезвийна обробка, статична модель

A. Orhiyan, A. Goloborodko, L. Perperi, V. Gugnin
STATIC MODEL OF STABILITY OF CUTTING PRECISION TAPERED BORE

This paper describes a model of stability in the cutting process static conical holes in shirokolezviyniy processing and held its calculation.

Keywords: conical hole shirokolezviyna processing, static model

Введение. В разных отраслях машиностроения получили широкое распространение конические соединения, служащие для передачи крутящих моментов, центрирования соединяемых деталей, регулирования в процессе сборки величины зазора или натяга путем взаимных осевых смещений соединений и уплотнения стыков. Неподвижные конические соединения позволяют осуществлять самоцентрирование, регулирование натяга, быстрое закрепление и освобождение, подвижные соединения – компенсацию износа. Различие конусностей отверстия и вала в неподвижных соединениях приводит к повышенным локальным давлениям, нарушению соосности и уменьшению нагрузочной способности. По экспериментальным данным величина максимального крутящего момента, передаваемая за счет трения, уменьшается примерно на 4 % на 1 угловую минуту разности углов конуса вала и отверстия (в пределах первых 10 минут) [1, 2]. Поэтому одной из важных задач обеспечения качества конических соединений является изготовление точных конических отверстий.

Постановка задачи. Прогрессивным методом обработки прецизионных конических отверстий является способ обработки с использованием инструмента одностороннего резания [3, 4]. Конструкция предлагаемой развертки представлена на рисунке 1. Широколезвийная коническая развертка одностороннего резания содержит корпус 1, в котором установлены рабочие элементы: режущая пластина 2 и два направляющих элемента опорный 3 и боковой 4. Режущая пластина 2 зажимается прихватом 5, дифференциальным винтом 6. Настройку на размер режущей пластины 2 в радиальном направлении осуществляют с помощью регулировочных винтов 7 и толкателей 8, расположенных в радиальных отверстиях корпуса 1.

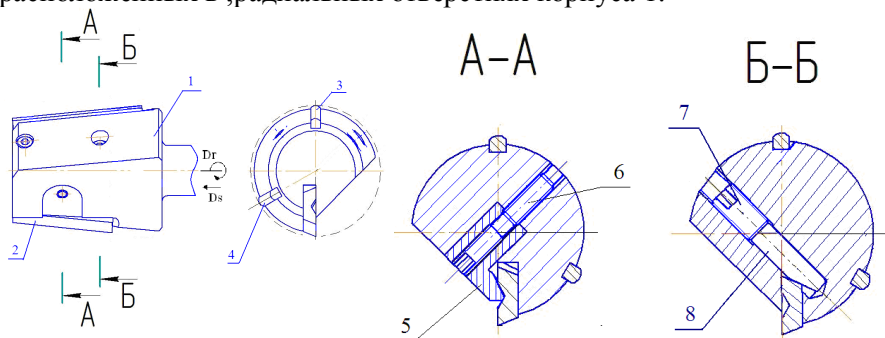


Рис. 1. Широколезвийная коническая развертка одностороннего резания

Для повышения точности изготовления этих отверстий следует обеспечить одинаковый допуск в любом поперечном сечении конического отверстия, определяющего положение двух сопряженных конических поверхностей. Обеспечение одинаковой величины допуска в поперечном сечении связано с вопросами точности базирования инструмента по обрабатываемой поверхности. Немаловажное значение при этом имеет увод оси инструмента. Модели увода оси инструмента бывают статическими и динамическими с учетом упругих деформаций технологической системы.

Цель работы. Целью работы является разработка статической модели устойчивости процесса резания путем определения точности базирования широколезвийной развертки по поверхности конического отверстия на основе изучения влияния разных условий обработки.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- определить условия обработки, влияющие на точность базирования широколезвийной развертки по поверхности конического отверстия;
- определить модель увода оси инструмента за один оборот заготовки;
- определить влияние конструктивных геометрических параметров широколезвийных конических разверток на точность обрабатываемых отверстий.

Основная часть. Элементарные модели увода оси инструмента за один оборот определяют влияние одного какого-то фактора, в условиях действия какой-то одной причины этого увода [4]. Рассмотрим подробнее факторы, влияющие на точность обработки конических отверстий: 1) жесткость инструмента; 2) неоднородность обрабатываемого материала; 3) неравномерность снимаемого припуска; 4) неравномерный износ режущего элемента вследствие неравномерно снимаемого припуска; 5) взаимное угловое расположение режущего и направляющих элементов. Как видно из вышеперечисленного выделение одного какого-то фактора, оказывающего влияние на увод оси инструмента, исключая остальные одновременно действующие факторы, не позволяет дать качественную и количественную оценку статической устойчивости.

Статическая модель увода оси не учитывает динамические явления, возникающие в процессе обработки, а определяет кинематические возмущения в процессе базирования рабочих элементов инструмента по поверхности отверстия. Проанализируем подробнее статическую модель увода оси широколезвийной конической развертки одностороннего резания. Математическую модель увода рассмотрим для расчетно-графической схемы упругой системы. Примем следующие допущения: расчетно-графическая схема – плоская система в плоскости YOZ, перпендикулярной к оси X инструмента. На рисунке 2 представлена расчетно-графическая схема по силовому возмущению широколезвийной развертки (поз. а), по кинематическому возмущению (поз. б).

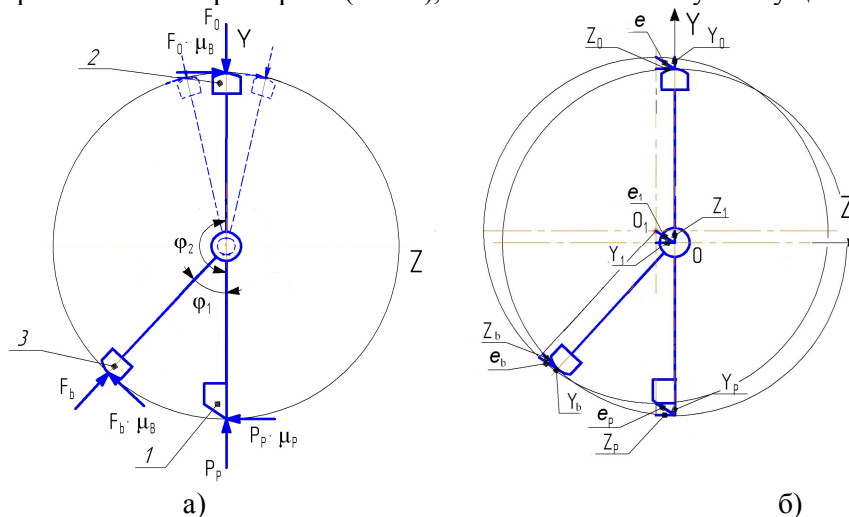


Рис. 2. Расчетно-графическая схема по силовому возмущению (а) и кинематическому возмущению (б) широколезвийной развертки

Статическое равновесие развертки одностороннего резания по силовому возмущению определяют системой уравнений относительно осей Y и Z:

$$\begin{cases} P_p + F_b \cdot (\cos \varphi_1 + \mu_b \sin \varphi_1) + F_o \cdot (\cos \varphi_2 + \mu_b \sin \varphi_2) = 0 \\ -\mu_p P_p + F_b \cdot (\sin \varphi_1 - \mu_b \cos \varphi_1) + F_o \cdot (\sin \varphi_2 - \mu_b \cos \varphi_2) = 0 \end{cases}$$

где $P_p, P_{p\mu_p}$ – проекции силы резания на оси Y и Z , действующей на режущую пластину соответственно;

$F_b, F_{b\mu_b}, F_o, F_{o\mu_o}$ – проекции сил на оси Y и Z , действующих на боковой и опорный направляющие элементы соответственно;

μ_p, μ_b – коэффициенты трения между режущей пластиной, направляющими элементами с поверхностью отверстия соответственно;

φ_1 – угол между режущей пластиной и боковым направляющим элементом;

φ_2 – угол между режущей пластиной и опорным направляющим элементом.

Значения сил F_b, F_o , действующих на боковой и опорный направляющие элементы соответственно, можно определить по формулам:

$$F_b = \frac{-P_p - F_o \cdot B}{A};$$

$$F_o = \frac{P_p \cdot (\mu_p \cdot A + C)}{D \cdot A - B \cdot C},$$

где $A = (\cos\varphi_1 + \mu_b \sin\varphi_1); B = (\cos\varphi_2 + \mu_b \sin\varphi_2);$
 $C = (\sin\varphi_1 - \mu_b \cos\varphi_1); D = (\sin\varphi_2 - \mu_b \cos\varphi_2).$

Положение равновесия данной системы, а именно базирование направляющих элементов по поверхности отверстия будет зависеть от величины угла между боковым и опорным направляющими элементами $\varphi_2 - \varphi_1$. Анализ данной модели показал, что совмещение оси инструмента с определенностью базирования с осью отверстия будет соблюдено тогда, когда результирующий вектор силы резания, действующий на режущую пластину, не будет выходить из угла между крайними точками положения бокового и опорного направляющих элементов. Данная система позволяет также оценить влияние кинематического возмущения, то есть влияние значений углов φ_1, φ_2 на равномерность распределения нагрузки, воспринимаемой от силы резания, возникающей на режущей пластине, боковым и опорным направляющими элементами (рис. 2, б). Расчетами, выполненными с помощью программной среды MathCAD 15, установлены значения углов φ_1, φ_2 : 1) значение угла φ_1 может варьироваться в диапазоне $45^\circ - 60^\circ$; 2) значение угла φ_2 может варьироваться в диапазоне $180^\circ - 190^\circ$. При величинах угла $60^\circ < \varphi_1 < 45^\circ$ возрастают силы, действующие на боковой и опорный направляющие элементы F_b, F_o . При величинах угла $\varphi_2 < 180^\circ$ вектор силы, действующий на боковой элемент меняет свое направление – это свидетельствует о том, что тангенциальная составляющая $F_{b\mu_b}$ будет стремиться дестабилизировать состояние равновесия инструмента, что приведет к увеличению величины эксцентриситета (рис. 2). При величинах угла $\varphi_2 > 190^\circ$ резко увеличивается нагрузка на боковой и опорном направляющих элементах, причем с увеличением на каждые последующие 10° изменяется распределение нагрузки между опорным и боковым элементами. Опорный элемент, расположенный диаметрально противоположно к режущей пластине, должен воспринимать приблизительно 85 – 90 % нагрузки, действующей на нее. Увеличение тангенциальной составляющей на боковой направляющем элементе и изменение направления вектора силы за один оборот инструмента приведет к возникновению поперечных изгибных колебаний. Поэтому актуальным является вопрос рассмотрения динамических явлений, оказывающих влияние на работоспособность инструмента при резании.

1. Дунин-Барковский И. В. Взаимозаменяемость, стандартизация и технические измерения: Учебник. – М. Издательство стандартов, 1987. – 352 с.
2. Зайцев С. А., Куранов А. Д., Толстов А. Н. Допуски, посадки и технические измерения в машиностроении: начальное профессиональное образование, учебник. – М.: Академия, 2004. – 238 с.
3. Кирсанов С. В. Инструменты для обработки точных отверстий / [Кирсанов С. В., Гречишников В. А., Схиртладзе А. Г., Кокарев В. И.] – М.: Машиностроение, 2003. – 330 с.
4. Обработка глубоких отверстий / [Уткин Н.Ф., Кижняев Ю.И., Плужников С.К. и др.]; под ред. Н.Ф. Уткина. – Л.: Машиностроение, 1988. – 269 с.

Стаття прийнята до редакції 12.04.2015.

Т. М. Павлыго, Г. Г. Сердюк, И. Ю. Павлыго

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

ОПАСНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ И СТАНДАРТИЗАЦИЯ МЕТОДОВ ЕЕ ОЦЕНКИ

С учётом того, что в перспективе ожидается тесный контакт человека с наноматериалами, изучение вопросов безопасности и потенциальных рисков их производства и использования представляется первоочередной задачей. В статье рассмотрены международные стандарты по методам оценки опасности наночастиц.

Ключевые слова: наноматериалы, стандартизация, оценка опасности наночастиц.

Т. М. Павлыго, Г. Г. Сердюк, И. Ю. Павлыго

НЕБЕЗПЕКА НАНОМАТЕРІАЛІВ І СТАНДАРТИЗАЦІЯ МЕТОДІВ ЇЇ ОЦІНКИ

З урахуванням того, що в перспективі очікується тісний контакт людини з наноматеріалами, вивчення питань безпеки та потенційних ризиків їх виробництва і використання представляється першочерговим завданням. У статті розглянуті міжнародні стандарти щодо методів оцінки небезпеки наночастинок.

Ключові слова: наноматеріали, стандартизація, оцінка небезпеки наночастинок.

Літ.8.

T. Pavlyho, G. Serdyuk, I. Pavlyho

DANGER NANOMATERIALS AND STANDARDIZED METHODS OF ITS EVALUATION

In the future people will have direct contact with nanomaterials, the study of the safety and potential risks of their production and use is important. In article the international standards on methods for risk assessment of nanoparticles are characterized.

Keywords: nanomaterials, standardization, risk assessment of nanoparticles.

Введение. Наступление эры нанотехнологий - это не только прорыв науки в различные сферы человеческой деятельности, но и огромное количество всевозможных рисков, оценить которые весьма сложно. Взаимодействие наноматериалов с живыми клетками может быть непредсказуемым и опасным. Наночастицы, имея малые размеры, легко проникают в организм человека через защитные барьеры (эпителий, слизистые и т.д.), респираторную систему и желудочно-кишечный тракт. Наночастицы способны образовывать комплексные соединения с неизвестными ранее свойствами. Абсорбирующие свойства наночастиц значительно выше, чем у других молекул, а значит они более активно будут поглощать загрязнители. Выброс таких наноматериалов в окружающую среду может привести к загрязнению атмосферы, почвы, воды. При неправильном использовании наноматериалов научный и технологический прогресс может обернуться глобальной катастрофой.

Во многих странах мира началась разработка системы нормативно-методических документов, регламентирующих оценку безопасности и контроль наноматериалов на всех уровнях (определение приоритетов, анализ и нормирование, пробоотбор, токсиколого-гигиеническая оценка, контроль, оценка рисков) и на всех стадиях жизненного цикла наноматериалов (разработка, производство, транспортировка, хранение, оборот, применение, утилизация).

В настоящее время в мире производится порядка 2000 видов наноматериалов. Их высокая реакционная способность, подвижность, фотоактивность и другие свойства могут способствовать их повышенной токсичности. Число созданных по нанотехнологии потребительских изделий, содержащих серебряные, золотые, углеродные, оксид-цинковые, диоксид-титановые и кремнеземные наночастицы, растет очень быстро.

Ингаляция наночастицами может осуществляться в результате прямого просачивания при газофазных и парофазных процессах, загрязнении воздуха на рабочем месте при осаждении или восстановлении продукта и при манипулировании с ним, а также после восстановительной обработки и упаковки. Воздействие наноразмерных частиц может возникнуть в процессе производства, при использовании и утилизации в окружающем воздухе или на рабочем месте и представляет угрозу для общественного и профессионального здоровья.

В настоящее время представление о токсичности наноразмерных частиц является неполным, но постоянно расширяющимся.

Описание стандартов. Международная организация по стандартизации (ISO) разработала 8 стандартов посвященных вопросам опасности наноматериалов. Среди них 3 постоянно действующих стандарта [1 – 3] и 5 предназначенных для временного использования типа ISO/TR¹ [4 – 7] и ISO/TS² [8].

ISO 10801. Нанотехнологии. Формирование методом испарения/конденсации металлических наночастиц для тестирования ингаляционной токсичности [1].

Стандартом устанавливаются требования и рекомендации для создания наночастиц серебра в виде аэрозолей. Тестируемые наночастицы образуются в воздухе генератора при нагревании и испарении исходного твердого чистого серебра. Затем серебряный пар охлаждается до образования зародышей и конденсируется с образованием аэрозолей. Средний геометрический диаметр (СГД) наночастиц должен быть менее 100 нм. Это обеспечивается путем регулирования скоростей испарения и конденсации металла. Также должны быть соблюдены все требования локальной безопасности: должен быть предотвращен контакт с горячими поверхностями и электрическими проводниками. Газ, выбрасываемый в атмосферу из системы, должен быть пропущен через высокоэффективный воздушный фильтр. Не должно быть заметных утечек в атмосферу из аэрозольного генератора. Камеры воздействия должны эксплуатироваться при более низком давлении (на 5 мм вод. ст.) по отношению к условиям окружающей среды, чтобы избежать воздействия на работников в случае утечки.

Для характеристики наночастиц, используемых для определения ингаляционной токсичности, имеет существенное значение контроль размерного распределения частиц и их общей массовой концентрации. Система включает дифференциальный спектрометр электрической мобильности, восстановитель заряда частицы, расходомеры, детектор частиц, связующее сантехническое оборудование, компьютер и соответствующее программное обеспечение. Должна быть установлена чистота исследуемых частиц.

Для оценки воздействия на здоровье наноразмерные частицы доставляются в ингаляционную камеру с экспериментальными животными, которые впоследствии проверяются на ингаляционную токсичность. В течение 90-дневного исследования ингаляционной токсичности концентрация наночастиц серебра является стабильной.

ISO 10808. Нанотехнологии. Определение характеристик наночастиц в ингаляционных камерах для тестирования ингаляционной токсичности [2].

Ингаляционная токсичность наночастиц вызывает особую озабоченность при охране здоровья рабочих и потребителей. Стандарт устанавливает требования и дает рекомендации относительно характеристик наночастиц, взвешенных в воздухе ингаляционных камер, с целью исследования ингаляционной токсичности с учетом массы частиц, распределения по размерам, количественной концентрации и состава.

Стандарт предлагает набор контролируемых камер тестирования ингаляционной токсичности и соответствующую систему анализа дифференциальной мобильности. Последняя необходима для определения числа частиц, размера, распределения, площади поверхности и расчетной дозы массы, а также морфологического исследования и для определения химического состава. Стандарт также включает в себя обычный дозиметрический контроль массы и другой физико-химический контроль для использования параметра, определяющего токсичность. Этот метод оценивает площадь поверхности наноразмерных частиц, массовую дозу, распределение частиц, состав и дисперсность.

Представлена схема установки распределения трех различных концентраций наночастиц для исследования токсичных эффектов ингаляции наночастиц серебра, полученных из чистой серебряной (99,99 % по объему) проволоки.

ISO 29701. Нанотехнологии. Анализ образцов из наноматериалов на содержание эндотоксина в случае in vitro систем. Анализ с использованием *Limulus amoebocyte lysate*³ [3].

Эндотоксины, содержащие активные липополисахариды, входят в состав наружных мембран клеточных стенок грам-отрицательных бактерий, таких как кишечные палочки, сальмонеллы, шигеллы и др.

¹ TR - Technical Report (*пер.* Технический отчет).

² TS - Technical Specification (*пер.* Технические требования).

³ Лизат амебоцитов *Limulus* (LAL) - хромогенный метод определения эндотоксина (LAL-тест).

Эндотоксины могут вызвать целый ряд системных реакций у млекопитающих, включая человека, такие как лихорадка, диссеминированное внутрисосудистое свертывание крови, артериальная гипотензия, шок и смерть. Эндотоксины присутствуют в обычной среде и могут загрязнять исследуемые наноматериалы.

Что касается приготовления порошковых образцов для испытания на загрязнение, то дисперсии могут быть получены одним или несколькими из следующих способов: ручным шлифованием, механическим фрезерованием, при ультразвуковой обработке. Испытуемый образец должен быть проверен сразу после приготовления.

Рассматриваемый стандарт дает представления о применении LAL-теста к образцам наноматериалов, диспергированных в жидкой среде, например, воде, сыворотке или реакционной среде.

Стандарт включает справочные приложения: примеры возможных помех для LAL-теста; описание гель-тромбного метода (с использованием пробирок с предварительно подготовленным LAL-реактивом); описание процедуры для кинетических методов с использованием считывающих устройств.

ISO/TR 12885 Нанотехнологии. Техника безопасности и защита здоровья в нанотехнологическом производстве [4].

Стандарт основан на информации относительно определения характеристик, влияющих на здоровье, методов контроля уязвимости от наноаэрозолей с замечаниями по их ограниченности, а также относительно современного состояния возможностей оценки опасности при производстве и обработке наноматериалов.

Когда имеется немного научной информации или если материал является уникальным, возможно только качественное оценивание опасности. При наличии данных о реакции на воздействие (например, в токсикологическом или эпидемиологическом исследовании) возможно количественное оценивание опасности. Сегодня количественные показатели опасности здоровью и данные о влиянии большинства наноматериалов не доступны. Поэтому оценки опасности здоровью на рабочем месте сегодня основываются в значительной степени на профессиональных суждениях относительно идентификации опасности, потенциального воздействия и применения соответствующих мер по обеспечению безопасности.

Учитывая, что самым распространенным может быть влияние очень низких концентраций наночастиц, наиболее подходящими контролируруемыми параметрами являются измеряемые биологическим индикатором отклонения от базового уровня. Использование биологических показателей - наиболее полезный подход при оценке эффективности предложенного контроля еще и потому, что в это время ограничена возможность измерения аероконцентраций наночастиц.

На данном этапе, когда влияние наночастиц на здоровье человека еще неясно, важным свидетельством в идентификации неблагоприятного воздействия являются соответствующие записи о медицинском осмотре.

Рекомендуется разработка базовой программы мониторинга здоровья работающего. Такая программа должна основываться на:

- 1) идентификации служебного персонала, подвергающегося воздействию искусственных наночастиц;
- 2) квалификации рабочего места и оценке влияния на здоровье работающего;
- 3) обеспечении работающих с наночастицами базовыми медицинскими оценками и включении последних в общепринятую стандартную программу мониторинга здоровья.

Работающим с искусственными наночастицами должны проходить периодические медицинские осмотры, которые включали бы регулярное тестирование легких, почек, печени и тестирование кроветворной функции. Использование такой информации может помочь фирмам, исследователям, рабочим принять меры для охраны здоровья и безопасности при изготовлении, обработке, использовании и хранении произведенных наноматериалов.

ISO/TR 13014. Нанотехнологии. Руководство по физико-химическому описанию материалов с заданной nanoшкалой для токсикологической оценки [5].

Стандарт устанавливает физико-химические характеристики изготавливаемых нанообъектов и их агрегатов и агломератов (НОАА) перед проведением токсикологической оценки, включающей оценку влияния на человека и экологию. Важное значение имеет оценка его физико-химических характеристик, включая степень чистоты, поскольку присутствие загрязнений может быть основной причиной неблагоприятных эффектов. О материале можно сказать, что он чистый,

если его физические и химические свойства соответствуют тем, которые предварительно установлены и зарегистрированы в технических условиях.

Физико-химическими характеристиками, подлежащими установлению, являются:

- размер частиц и распределение размеров;
- состояние агрегации/агломерации в сыворотке крови или в среде культуры ткани;
- характеристика состава, которая должна включать как ожидаемые компоненты состава, так и нежелательные компоненты, например загрязнения;
- химические свойства поверхности, которые определяются одноатомными веществами или специфическими химическими компонентами, свободно закрепленными на поверхности с полным покрытием.

Необходимо описание контура или очертаний поверхности нанообъектов или ансамблей нанообъектов, агрегатов, агломератов, которые составляют исследуемый материал. Характеристика состава должна включать как ожидаемые компоненты состава, так и нежелательные компоненты, например, загрязнения. Важное значение имеет определение электрического заряда на поверхности, находящейся в контакте с непрерывной фазой. Значение потенциала состоит в том, что его величина может определять скорость, с которой некоторые биологические системы могут аккумулировать НОАА в окружающей среде, и, следовательно, вероятность того, что потенциально возможная токсичность будет проявлять себя в биологических системах или организмах. С токсикологической точки зрения имеет важное значение растворимость нанообъектов как в масле, так и в воде, поскольку эти факторы оказывают влияние на биологическое и/или в окружающей среде распределение материала.

ISO/TR 13329. Наноматериалы. Подготовка спецификации по безопасности материала [6].

В стандарте содержатся рекомендации по разработке паспортов безопасности для производства наноматериалов (или изделий, которые содержат произведенные наноматериалы). В паспорте должны быть описаны все опасности, связанные с наноматериалом. Паспорта безопасности должны включать:

- описание технических средств контроля;
- применение контролируемой атмосферы в производственных и складских процессах с использованием диоксида углерода, азота или другого инертного газа, чтобы уменьшить риск возникновения пожара и горения;
- правила передачи образцов производственных наноматериалов между видами рабочего оборудования;
- принятие разумных мер, чтобы свести к минимуму вероятность контакта кожи с промышленными наноматериалами;
- методы управления снижением вероятности загрязнения;
- принципы обработки безопасных отходов, несущих промышленные наноматериалы;
- использование специальных вакуумно-фильтровых пылесосов для уборки сухих наноматериалов;
- организационные меры защиты, уменьшение числа лиц, подвергающихся воздействию, ознакомление персонала с опасностями;
- перечень средств индивидуальной защиты таких, как защитные маски, антистатическая обувь, комбинезоны, средства защиты органов дыхания и рук.

В дополнение к перечисленным мерам должен осуществляться контроль незащищенности и индивидуальные средства защиты людей, осуществляющих широкий спектр различных функций и задач, в том числе рабочих и исследователей в лабораториях, обслуживающего персонала и посетителей рабочих мест, которые могут подвергаться опасностям от наноматериалов.

ISO/TR 16197. Нанотехнологии. Комплектование и описание методов токсикологического обследования промышленных наноматериалов [7].

Стандарт представляет подборку и описание *in vitro* и *in vivo* методов, которые могут быть полезны для токсикологического, в том числе экотоксикологического обследования технических и промышленных наноматериалов. Указанные методы в первую очередь связаны со здоровьем человека. Токсикологические тесты могут использоваться для целей, связанных с начальным принятием решений при исследовании и разработке продукции.

In vitro методы обследования могут быть или клеточными, или неклеточными (бесклеточными) анализами или исследованиями. Бесклеточные методы используются для изучения неспецифических эффектов наноматериалов, таких как взаимодействие с белками в

клеточной культуре среды. Клеточные анализы могут использоваться для проверки способности наноматериалов вмешиваться в биологические процессы. *In vitro* методы обследования также успешно используются для выявления вредных воздействий наноматериалов, таких как повреждение ДНК, мутагенность. Блоки тестов *in vitro* могут потенциально прогнозировать *in vivo* эффекты (например, конкретные функции органа, или тканевые специфические пути или процессы).

В стандарте рассматриваются также методы токсикологического обследования, связанные с окружающей средой. Здесь к важнейшим относятся:

- выбор диапазона концентраций наночастиц, которым подвергаются организмы,
- количественное определение и характеристики агрегации, поверхностных покрытий наноматериалов;
- выбор пути(ей) экспозиции (т.е. приема пищи, ингаляции или контакта с внешней поверхностью организма);
- характеристики кормовых условий (наличие или отсутствие пищи, тип пищи);
- исследования на острую токсичность, репродуктивную токсичность, оксидативный стресс и др.;
- чувствительность подверженных организмов.

В результате исследований делаются выводы о смертности, потере веса, уровне населения или репродуктивном воздействии, а также проверяются изменения в гене, экспрессия белка и окислительное повреждение биомолекул.

ISO/TS 14101. Поверхностная характеристика золотых наночастиц для установления специфической токсичности наноматериалов: метод FT-IR [8].

Стандарт содержит указания по идентификации методом инфракрасной (с преобразованием Фурье) абсорбционной спектроскопии поверхностных молекул пленок обезвоженных наночастиц золота, как до, так и после тестирования цитотоксичности⁴ наноматериалов.

Золотые наночастицы могут и должны контролироваться в отношении размера, формы и поверхностных лигандов⁵, что делает их идеальными для изучения связей между физико-химическими свойствами наночастиц и цитотоксичностью на живых организмах. Известна важная роль поверхностных характеристик лигандов при определении поведения наночастиц, например, при агрегации или агломерации в растворе, при связи с биомолекулами в клеточной среде, а также при исследовании цитотоксичности наночастиц. Настоящий стандарт содержит руководящие указания по идентификации поверхностно связанных молекулярных пленок золотых наночастиц.

Заключение. За последнее десятилетие на международной арене интенсивно разрабатывались подходы к решению задач контроля за нанотехнологиями в целях обеспечения охраны здоровья людей и окружающей среды, а также законы, постановления, регламентирующие экспериментальную разработку и производство нанопродукции. До сих пор ощущается недостаток в методах тестирования для установления рисков, связанных с наноматериалами и должного наблюдения за ними.

1. ISO 10801:2010 Nanotechnologies – Generation of metal nanoparticles for inhalation toxicity testing using the evaporation/condensation method. – Ed. 2010–12–15. – ISO, 2010. – 22 p.
2. ISO 10808:2010 Nanotechnologies – Characterization of nanoparticles in inhalation exposure chambers for inhalation toxicity testing. – Ed. 2010–12–15. – ISO, 2010. – 18 p.
3. ISO 29701:2010 Nanotechnologies – Endotoxin test on nanomaterial samples for in vitro systems – Limulus amebocyte lysate (LAL) test. – Ed. 2010–09–15. – ISO, 2010. – 20 p.
4. ISO/TR 12885:2008 Nanotechnologies – Health and safety practices in occupational settings relevant to nanotechnologies. – Ed. 2008–10–01. – ISO, 2008. – 79 p.
5. ISO/TR 13014:2012 Nanotechnologies – Guidance on physico-chemical characterization of engineered nanoscale materials for toxicologic assessment. – Ed. 2012–05–15. – ISO, 2012. – 33 p.
6. ISO/TR 13329:2012 Nanomaterials – Preparation of Material Safety Data Sheet (MSDS). – Ed. 2012–12–01. – ISO, 2012. – 22 p.
7. ISO/TR 16197:2014 Nanotechnologies – Compilation and description of toxicological screening methods for manufactured nanomaterials. – Ed. 2014–05–15. – ISO, 2014. – 30 p.
8. ISO/TS 14101:2012, Nanotechnologies – Surface characterization of gold nanoparticles for nanomaterial specific toxicity screening: FT-IR method. – Ed. 2012–11–01. – ISO, 2012. – 23 p.

⁴ Цитотоксичность - свойство физических воздействий или химических веществ вызывать патологические изменения в клетках.

⁵ Лиганды – в комплексных соединениях молекулы или ионы, непосредственно связанные с центральным атомом.

УДК 621.762, 620.10

G. L. Petrosyan, V. G. Petrosyan, A. K. Karapetyan, A. M. Arustamyan
ENGINEERING METHODS FOR DETERMINING THE POROSITY IN THE CONICAL
PARTS OF SINTERED THIN-WALLED TUBES OF HOT DRAWING AND EXTRUSION

The formula for determining the change rate of porosity of the theory of short-term creep hardening of porous materials is simplified. By the analytical method, the data on the investigation of the stress-strain state of hot drawing and extrusion in a conical matrix of thin-walled nonporous tubes are used. Porosity in different cross sections of conical parts of sintered tubes are determined and the obtained data are analyzed.

Keywords: sintered thin-walled pipe, porosity, hot drawing and extrusion, short-term creep hardening theory of porous materials, circumferential, meridional and mean stresses.

Г. Л. Петросян, В. Г. Петросян, А. К. Карапетян, А. М. Арустамян
ІНЖЕНЕРНІ МЕТОДИ ВИЗНАЧЕННЯ ПОРИСТОСТІ КОНІЧНОЇ ЧАСТИН
СПЕЧЕНИХ ТОНКОСТІННИХ ТРУБ ГАРЯЧОГО ВОЛОЧІННЯ ТА
ПРЕСУВАННЯ

Спрощується формула визначення швидкості зміни пористості теорії зміцнення короткочасної повзучості пористих матеріалів. Використовуються дані дослідження аналітичним методом напружено-деформованого стану процесів гарячого волочіння та пресування тонкостінних безпористих труб конічної матриці. Визначаються пористості в різних поперечних перерізах конічних частин спечених труб і аналізуються отримані дані.

Ключові слова: спеченна тонкостінна труба, пористість, гаряче волочіння та пресування, теорія зміцнення короткочасної повзучості пористих матеріалів, окружне, меридіальне і середнє напруження.

Г. Л. Петросян, В. Г. Петросян, А. К. Карапетян, А. М. Арустамян
ИНЖЕНЕРНЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПОРИСТОСТИ В КОНИЧЕСКИХ
ЧАСТЯХ СПЕЧЕННЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБ ПРИ ГОРЯЧЕМ ВОЛОЧЕНИИ И
ПРЕССОВАНИИ

Упрощается формула определения скорости изменения пористости теории упрочнения кратковременной ползучести пористых материалов. Используются данные исследования аналитическим методом напряженно-деформированного состояния процессов горячего волочения и прессования тонкостенных беспористых труб в конической матрице. Определяются пористости в различных поперечных сечениях конических частей спеченных труб и анализируются полученные данные.

Ключевые слова: спеченная тонкостенная труба, пористость, горячее волочение и прессование, теория упрочнения кратковременной ползучести пористых материалов, окружное, меридиональное и среднее напряжения.

The solution of technological problems of solid material hot processing at high deformations is based on the classical equations of short-term creep of metals [1] and the results of the difficult to implement experimental studies at high temperatures, as a result of which the equation of the material state is worked out: the formula of the dependence equivalent stress σ_{eq} on the equivalent rate of deformation ξ_{eq} , the deformation temperature T and the parameters characterizing the properties of the material. Taking into account short-term creep of solid materials in [1], numerous technological problems of hot working are solved.

Paper [2] is based on the classical theory of creep [3], in which, using the formulae of the plasticity theory of porous materials [3], the version of the theory of short-term creep hardening of porous materials (TS-TCHPM) is obtained, where besides σ_{eq} и ξ_{eq} , the concepts of the porosity ν change rate of the material $\theta = d\nu/dt$ and the components of the strain rate tensor ξ_{ij} , are also used whose formulae as follows:

$$\theta = 9\nu(1-\nu)\sigma_0\xi_{eq} / \sigma_{eq}, \quad (1)$$

$$\xi_{ij} = 3\xi_{eq}[\sigma_{ij} - (1-2\nu)\delta_{ij}\sigma_0] / 2\sigma_{eq}, \quad (2)$$

where $\sigma_0 = \delta_{ij}\sigma_{ij} / 3 = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) / 3$ - is the mean normal stress, $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ - the principal normal stresses, σ_{ij} - the components of the stress tensor and δ_{ij} - the Kronecker symbol.

By the analytical method for the exact solutions of the hot drawing and extrusion problems of thin-walled porous tubes in a conical matrix is introduced in [4,5]. At this, taking into account the porosity material, systems of seven rather complex equations are obtained and solved whose application is difficult to realize in practice. That is why, a simplified solution to these problems is very important.

The goal of the work is to simplify the formula for determining the rate of change of porosity and its application for determining the porosity in different cross-sections of conical parts of the sintered thin-walled pipes at hot drawing and extrusion by using the known numerical component data on the stress state for the corresponding task of nonporous pipes.

1. Simplifying the formula for determining the porosity change rate of TS-TCHPM. In the technological processes of drawing and extrusion (Fig. 1) of thin-walled pipes, the main forming deformation is the circumferential, and hence the rate of circumferential deformation ξ_θ . Using equation (2) for the rate of circumferential deformation, we will obtain the following formula:

$$\xi_\theta = 3\xi_{eq}[\sigma_\theta - (1-2\nu)\sigma_0]/2\sigma_{eq}, \quad (3)$$

where σ_θ - is the circumferential stress.

From formula (3) we determine:

$$\xi_{eq} = \frac{2\xi_\theta\sigma_{eq}}{3[\sigma_\theta - (1-2\nu)\sigma_0]},$$

allowing to introduce formula (1) in the following simple form:

$$\theta = \frac{6\nu(1-\nu)\xi_\theta}{(\sigma_\theta/\sigma_0) - 1 + 2\nu}. \quad (4)$$

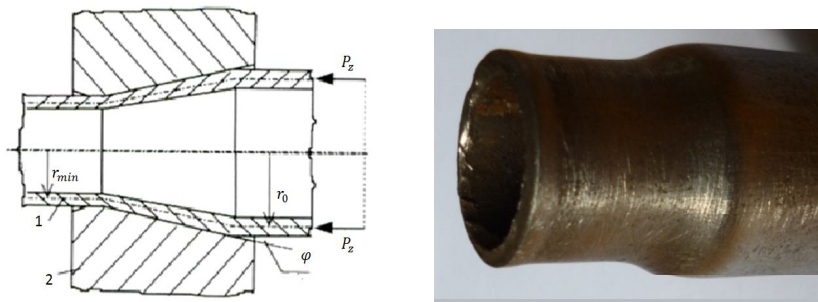


Fig. 1. Scheme of the tube extrusion in a conical matrix and pressing

Taking into account [1] that for a thin-walled tube, the increment of deformation in the circumferential direction $d\varepsilon_\theta$ is related to its radius r and its increment dr by the formula $d\varepsilon_\theta = dr/r$, as well as at hot deformation - the expressions $\theta = dv/dt$ and $\xi_\theta = d\varepsilon_\theta/dt$ or $\xi_\theta dt = d\varepsilon_\theta = dr/r$, formula (4) in dimensionless variables $r/r_0 = \bar{r}$, $dr/r_0 = d\bar{r}$ can be presented in the form:

$$dv = \frac{6\nu(1-\nu)}{(\sigma_\theta/\sigma_0) - 1 + 2\nu} \left(\frac{d\bar{r}}{\bar{r}} \right). \quad (5)$$

For carrying out numerical calculations formula (5) is given the form:

$$dv = A \left(\frac{d\bar{r}}{\bar{r}} \right), \quad (6)$$

where

$$A = \frac{6\nu(1-\nu)}{(\sigma_\theta/\sigma_0) - 1 + 2\nu}. \quad (7)$$

In order to obtain numerical data on the pipe drawing and extrusion in conical matrices, let us divide its deformation zone into small deformation degrees ($\Delta\bar{r}_i = -0,05$). Dimensionless numerical data on equivalent, meridional, circumferential and mean stresses ($\bar{\sigma}_{eq} = \sigma_{eq}/\sigma_*$, $\bar{\sigma}_m = \sigma_m/\sigma_*$, $\bar{\sigma}_\theta = \sigma_\theta/\sigma_*$, $\bar{\sigma}_0 = \sigma_0/\sigma_*$, where σ_* - is the mechanical characteristics of hot deformation of the material) [4] are used.

The porosity increment in the given degree of deformation is determined by the formula:

$$\Delta v = A \left(\frac{\Delta \bar{r}}{r} \right), \tag{8}$$

where the value of A is assumed constant and equal to the initial value in the given degree of deformation.

As for the determination of the current (after each degree of deformation) values of the pipe material porosity, the following formula is used:

$$v_i = v_{i-1} + \Delta v_i. \tag{9}$$

It should be mentioned that to determine the current porosity of the material by using the differential equation (6) and the assumption of parameter A , a new formula can be obtained. For this, we should integrate (6) with the use of the following boundary condition for each degree of deformation: at $\bar{r} = \bar{r}_i$, $v = v_i$, i.e. the value of A after each degree of deformation changes. Then for the current porosity of the material, the following formula is obtained:

$$v_i = v_{i-1} - A_{i-1} \ln(\bar{r}_{i-1}/\bar{r}_i). \tag{10}$$

2. Determining the porosity in different cross sections of the conical parts of sintered thin-walled pipes at hot drawing and extrusion. Table 1 shows the numerical data on the components of the stress state of the nonporous pipe hot-drawn task [4] at $\bar{\sigma}_{m0} = 0$, $\varphi = 14^\circ$, $f = 0,1$ and $\Delta \bar{r}_i = -0,05$, on whose basis porosity the increments at $v_0 = 0, 2$ were determined using formula (8), and the current porosity of the tube material by (9).

To obtain numerical data on the values of the current porosity of the extruded tube material at 20% of the initial porosity (Table 2) numerical data on the components of the stress state of the extrusion problem of a nonporous tube are also used. In this case, $\bar{\sigma}_{m0} = -0,072$, $\varphi = 14^\circ$, $f = 0,1$ and $\Delta \bar{r}_i = -0,05$.

Table 1. Data on the solution of the tube hot-drawing tasks, at $v_0 = 0,2$, $\bar{\sigma}_{m0} = 0$, $\varphi = 14^\circ$, $f = 0,1$ and $\Delta \bar{r}_i = -0.05$

\bar{r}	$\bar{\sigma}_m$	$-\bar{\sigma}_\theta$	$-\bar{\sigma}_\alpha$	$\frac{\bar{\sigma}_\theta}{\bar{\sigma}_\alpha}$	$-\Delta \bar{r} / \bar{r}$	$-\Delta v$	v
1	0	0.93	0.310	3	-	-	0.200
0.95	0.08	0.91	0.277	3.29	0.0500	0.0200	0.180
0.90	0.15	0.88	0.243	3.62	0.0526	0.0188	0.161
0.85	0.23	0.85	0.207	4.11	0.0556	0.0177	0.144
0.80	0.31	0.81	0.167	4.85	0.0588	0.0162	0.128
0.75	0.40	0.76	0.120	6.33	0.0625	0.0143	0.114

Table 2. Data on the solution of the pipe hot extrusion problem

when $v_0 = 0,2$, $\bar{\sigma}_{m0} = -0,072$, $\varphi = 14^\circ$, $f = 0,1$ and $\Delta \bar{r}_i = -0.05$

\bar{r}	$-\bar{\sigma}_m$	$-\bar{\sigma}_\theta$	$-\bar{\sigma}_\alpha$	$\frac{\bar{\sigma}_\theta}{\bar{\sigma}_\alpha}$	$\Delta \bar{r} / r$	$-\Delta v$	v	$v [5]$
1	0.07	1.030	0.370	2.80	-	-	0.20	0.2
0.95	0.06	1.029	0.360	2.83	0.050	0.021	0.18	0.17
0.9	0.05	1.035	0.361	2.86	0.052	0.023	0.16	0.15
0.85	0.04	1.040	0.363	2.89	0.055	0.024	0.13	0.13
0.8	0.02	1.050	0.356	2.93	0.059	0.025	0.11	0.11
0.75	0.01	1.052	0.353	2.98	0.063	0.026	0.08	0.09

Fig. 2 shows the graphs of the current porosity changes v by height of the conical part of the tubes, calculated by the formulae (8) and (9) at $v_0 = 0,2$: Curve 1 corresponds to the tube drawing, 2 – the extrusion, and the data of the points on the dashed curve are obtained by the exact solution of problem [5].

These solution of the problem show that:

- A simplified formula for determining the porosity in the conical parts of the sintered thin-walled pipes at hot drawing and extrusion is obtained,
 - Two numerical calculation methods are proposed for using the simplified formulae,
 - Both at drawing and at extrusion of the porosity decreases pipe, which is explained by the negative mean stresses. At this, in case of extrusion, their absolute magnitudes are greater than at drawing, so at extrusion, the intensity of the material hardening is higher than it is at drawing.

Thus, the formula for determining the rate of change of porosity of TS-TCHPM is simplified. Using the data by the analytical methods of research of the stress-strain state at hot drawing and extrusion of thin-walled nonporous tubes in a conical matrix, porosities in different cross-sections of the conical parts of the sintered tubes are determined and the results are compared with both each other and the data of the exact solution of the corresponding tasks.

Investigations were carried out in the framework of a research project at the N 13-2D161 financial support from the SCS of Ministry of Education and Science RA.

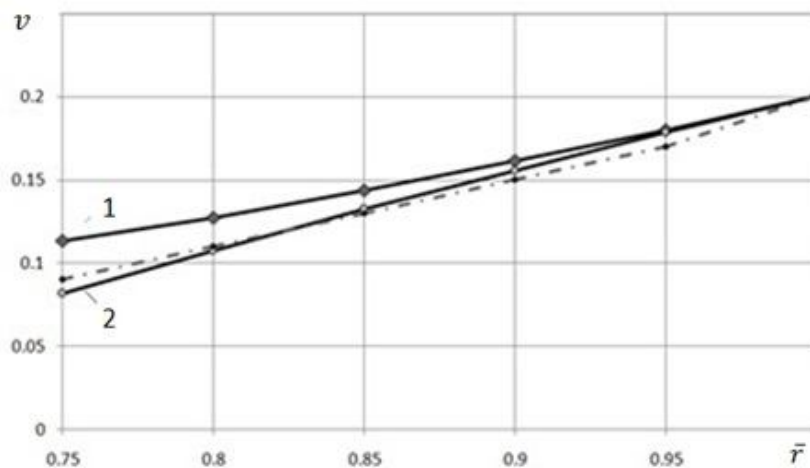


Fig. 2. Graphs of changes of the current porosity v by height of the conical tubes at drawing curve 1 and 2- extrusion, the data points of the dashed curve correspond to [5]

1. Малинин Н. Н. Ползучесть в обработке металлов. – М.: Машиностроение, 1986. – 221 с.
2. Петросян Г. Л. Теория кратковременной ползучести пористых материалов // Механика: Межвуз. сб. науч. тр. / ЕГУ. – Ереван, 1991. – С. 150–153.
3. Петросян Г. Л. Пластическое деформирование порошковых материалов. – М.: Металлургия, 1988. – 153 с.
4. Петросян В. Г. Горячее волочение пористых цилиндрических труб в жестких конических матрицах // Материалы ежегодной науч. конф. ГИУА. – Ереван, 2001. – Том. 1. – С. 189–190.
5. Петросян Г. Л., Петросян В. Г., Левонян Г. Л. Исследование аналитическим и численным методами процесса горячего прессования труб из пористых материалов в конических матрицах // Известия НАН РА и НПУА. Серия Технические науки. 2015. – Том 68, № 2.

Стаття прийнята до редакції 16.04.2015.

УДК 621.924.1

Ю. В. Петраков, А. М. Серeda
НТУ України «Київський політехнічний інститут»
ПРАВКА ШЛІФОВАЛЬНИХ КРУГІВ ДЛЯ ШЛІФУВАННЯ ДОРІЖОК ГАЙОК
КОЧЕННЯ НА ВЕРСТАТІ З ЧПК

У статті представлена математична модель геометричної взаємодії при правці шліфувального круга алмазним правлячим кругом. Модель дозволяє оцінювати процес правки за його найважливішою характеристикою – швидкістю видалення матеріалу. Розроблена прикладна програма, яка моделює процес правки і дозволяє автоматично спроектувати файл управління для стабілізації процесу правки на всіх ділянках траєкторії.

Ю. В. Петраков, А. М. Серeda
ПРАВКА ШЛИФОВАЛЬНЫХ КРУГОВ ДЛЯ ШЛИФОВАНИЯ ДОРОЖЕК ГАЕК
КАЧЕНИЯ НА СТАНКЕ С ЧПУ

В статье представлена математическая модель геометрического взаимодействия при правке шлифовального круга алмазным правящим кругом. Модель позволяет оценить процесс правки по важнейшей характеристике – скорости удаления материала. Разработана прикладная программа, которая моделирует процесс правки и позволяет автоматически спроектировать файл управления для стабилизации процесса правки на всех участках траектории.

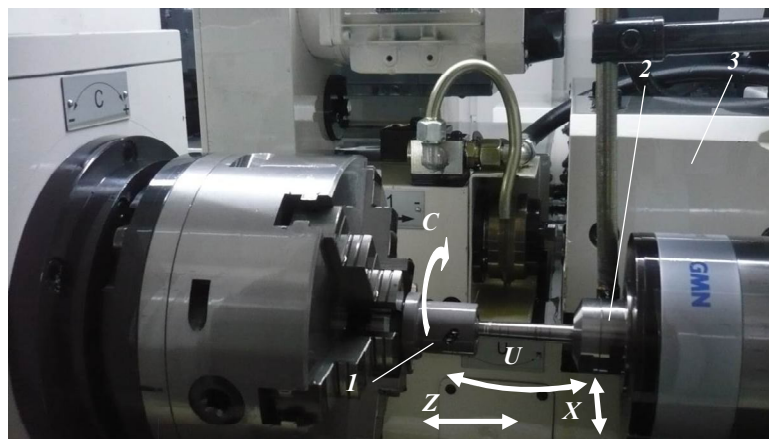
Y. Petrakov, A. Sereda
DRESSING OF WHEELS FOR GRINDING OF PATHS OF ROLLING-NUTS ON A CNC
MACHINE

In the article the mathematical model of geometrical forming at the dressing of wheels by diamond wheel is presented. A model allows to estimate the process of dressing by major characteristic – material removal rate. The application program which designs the process of dressing and allows automatically to create the control file for stabilizing of process of dressing on all trajectory is developed.

Актуальність. Гайка кульково-гвинтової пари (КГП) кочення (рис. 1) є найбільш складною деталлю виробу КГП, до якої висуваються високі вимоги з точності профілю доріжок ($\pm 0,01$ мм) та якості їх поверхонь ($Ra < 0,16$ мкм).



а)



б)

Рис. 1. Гайка кульково-гвинтової пари кочення (а), операція шліфування доріжок (б)

Технологічний процес виготовлення гайок передбачає багато операцій механічної обробки в тому числі термооброблення, а заключною операцією є шліфування доріжок, яка має забезпечити необхідну точність профілю і якість робочої поверхні. В сучасному виробництві така операція виконується на спеціальних шліфувальних верстатах з ЧПК (рис. 2). Заготовка 1 закріплюється в патроні шпинделя (координата С), а шліфування відбувається шліфувальним кругом, який встановлений на електрошпинделі 2, що здатен забезпечувати необхідну швидкість різання і який встановлений на шліфувальній бабці 3, яка має можливість повертатися (координата U) під необхідним кутом до осі обертання заготовки. Шліфування відбувається за рахунок копіювання профілю шліфувального круга при синхронізованому обертанню заготовки і русі шліфувальної бабки за координатою Z.

Нижче представлені деякі характеристики верстата з ЧПК фірми DOIMAK для шліфування внутрішньої доріжки гайок КГП [1]. Електрошпindel має максимальну частоту обертання 24000 об/хв., шпindelна головка встановлена на осі X, кут нахилу шпindelної головки забезпечується системою ЧПК в діапазоні від $+50^{\circ}$ до -135° , нахил шліфувального круга – вісь U. Бабка виробу встановлена на столі (вісь Z). Забезпечена можливість контролю обертання виробу зі швидкістю, що плавно змінюється в діапазоні 0-280 об/хв. високоточним енкoдером. Стіл верстата (координата Z) приводиться в дію безступінчастим цифровим приводом, швидкість від 0 до 6000 мм/хв., позиціонування з точністю 0,001мм забезпечується оптичними лінійками. Напрявні покриті антифрикційним шаром з Turcite для зменшення тертя і плавного переміщення при низьких швидкостях руху.

Пристрій правки встановлений позаду шліфувального шпindelа, забезпечує контурну правку завдяки інтерполяції за осями координат, цикл правки і компенсації зношування шліфувального круга контролюється ЧПК. Верстат обладнаний системою ЧПК Siemens Sinumeric 840D за трьома лінійними осями і однією віссю обертання, вимірювання переміщень оптичними лінійками Heidenhain, точність 0,001мм.

Таким чином, операція шліфування гайки КГП є операцією профільного шліфування, коли профіль шліфувального круга копіюється на профіль деталі. Тому від точності формування профілю шліфувального круга залежить і точність профілю доріжки кочення гайки. Профіль шліфувального круга формується на верстаті в позиції правки (рис. 3).

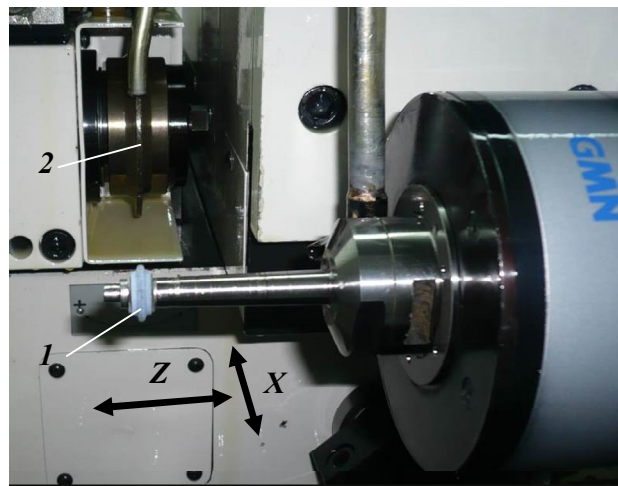


Рис. 3. Позиція правки шліфувального круга

Правка шліфувального круга 1 здійснюється алмазним правлячим кругом 2 при русі системи ЧПК за координатами Z і X у відповідності до управляючої програми.

Відомо, що при підготовці управляючих програм для верстатів з ЧПК широко використовуються САМ-системи. Сучасний ринок САМ-систем вирішує проблематику формоутворення поверхонь деталей машин на верстатах з ЧПК лезової обробки (точіння, фрезерування тощо), але і досі не створено універсальних САМ-систем для абразивного оброблення. Фірми-виробники шліфувальних верстатів з ЧПК [1, 2] традиційно, ураховуючи специфічні особливості абразивного оброблення, вмонтовують в універсальні стійки (наприклад, стійка Sinumeric 840D) САМ-системи власної розробки, які забезпечують проектування управляючих програм для кінематичної схеми даного верстата і заданої (завжди обмеженої) номенклатури виробів [3].

Отже, розширення номенклатури виробів, наприклад, виготовлення високошвидкісних 5-ти західних КГП, вимагає звертатися до фірми-виробника верстату за новим програмним забезпеченням існуючої САМ-системи. Тому розробка власного програмного продукту, який дозволить створювати управляючу програму правки шліфувальних кругів для широкої номенклатури гайок КГП (а в перспективі і управляючу програму для шліфування доріжок) є вельми актуальною науково-технічною задачею.

Постановка задачі. Розробити математичну модель формоутворення профілю шліфувального круга для шліфування доріжок гайок КГП алмазним правлячим кругом, яка дозволить визначати умови різання за траєкторією правки і створити прикладну програму проектування управляючої програми для правки.

Вирішення задачі. На рис. 4 показана схема утворення профілю шліфувального круга для шліфування різьби так званого «Gothic profile with arc», який наразі є найбільш розповсюдженим. Такий профіль різьби теоретично забезпечує контакт кульки КГП радіусом R_s у двох точках, які визначаються кутом α . Для кращих умов навантаження КГП рекомендується приймати $\alpha \approx 45^\circ$, $R_1 \approx (1,03 \div 1,05)R_s$, $R_2 \approx 0,15R_s$ [5].

Профіль шліфувального круга є симетричним відносно осі Y і складається з трьох ділянок: дуга AB кола з радіусом R_1 , яка формує робочу поверхню канавки, дуга BC кола з радіусом R_2 , яка формує галтель, і пряма CD , що формує полку круга за його шириною B .

У відповідності до методики, розробленої на кафедрі технології машинобудування НТУУ «КПІ» [6] для створення програмного забезпечення вирішення задачі, перш за все необхідно розробити математичну модель профілю, яка дозволить представляти геометричний образ профілю у вигляді цифрового масиву даних в системі координат XOY .

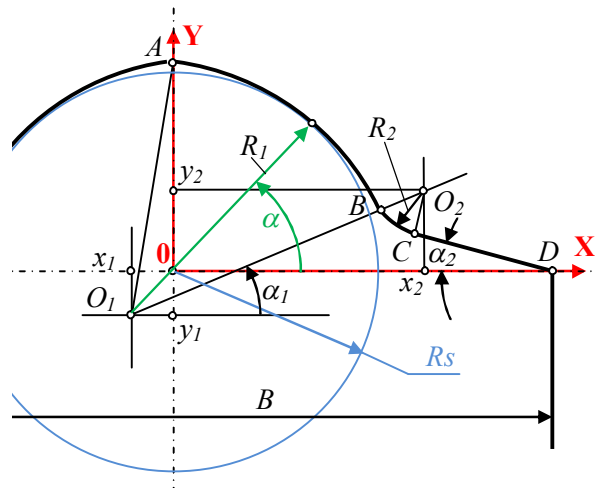


Рис. 4. Схема профілю шліфувального круга

З геометричних співвідношень схеми за рис.4 можна визначити координати центрів дуг, що утворюють профіль шліфувального круга.

Для дуги AB :

$$\begin{cases} O_1x = (R_s - R_1)\cos(\alpha) \\ O_1y = (R_s - R_1)\sin(\alpha) \end{cases} \quad (1)$$

для дуги BC :

$$\begin{cases} O_2x = (R_1 + R_2)\cos(\alpha_1) + O_1x \\ O_2y = (R_1 + R_2)\sin(\alpha_1) + O_1y \end{cases} \quad (2)$$

Тепер можна розрахувати відповідні цифрові масиви профілю шліфувального круга з заданим кроком h . Для дуги AB :

$$\begin{cases} x[i] = R_1 \cos(\pi/2 - i\delta\alpha_1) + O_1x \\ y[i] = R_1 \sin(\pi/2 - i\delta\alpha_1) + O_1y \end{cases} \quad (3)$$

де $\delta\alpha_1 = (\pi/2 - \alpha_1)h/R_1$ - крок за кутом α_1 .

Для дуги BC :

$$\begin{cases} x[i] = O_2x - R_2 \sin(\alpha_1 + i\delta\alpha_2) \\ y[i] = O_2y - R_2 \cos(\alpha_1 + i\delta\alpha_2) \end{cases} \quad (4)$$

де $\delta\alpha_2 = h/R_2$ - крок за кутом α_2 .

Для прямої CD :

$$\begin{cases} x[i] = O_2x - R_2 \sin(\alpha_2) + h \cos(\alpha_2) i \\ y[i] = O_2y - R_2 \cos(\alpha_2) + h \sin(\alpha_2) i \end{cases} \quad (5)$$

Для розрахунку траєкторії рухуправлячого круга спочатку необхідно визначити масив нормалей до профілю шліфувального круга, який представлений цифровим масивом. Розрахунок масиву кутів $\gamma[i]$ нахилу нормалей доцільно виконувати за чисельним методом:

$$\gamma[i] = \arctan((y[i+1] - y[i-1]) / (x[i+1] - x[i-1])) \quad (6)$$

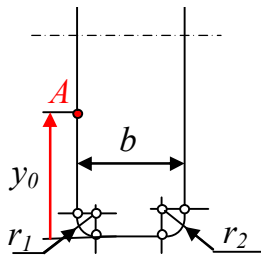


Рис. 5. Геометріяправлячого круга

Тепер можна визначити масив еквідистанти до профілю при геометричних параметрахправлячого круга, що представлені на рис.5. Правлячий круг має ширину b , а його поверхня, за якою визначається траєкторія еквідистанти представлена прямою і двома дугами кола з радіусами r_1 і r_2 .

Таким чином масив еквідистанти розраховується за наступними залежностями:

для правки правої частини шліфувального круга

$$\begin{cases} x_e[i] = x[i] + r_1 \sin(\gamma[i]) \\ y_e[i] = y[i] + r_1 \cos(\gamma[i]) \end{cases} \quad (7)$$

для правки лівої частини шліфувального круга

$$\begin{cases} x_e[i] = x[i] + r_2 \sin(\gamma[i]) \\ y_e[i] = y[i] + r_2 \cos(\gamma[i]) \end{cases} \quad (8)$$

Траєкторіяправлячого круга формується виходячи з руху точки A (визначається відстанню y_0 від торця круга, яка задається в управляючій програмі)правлячого круга, за якою виставляється його вихідне положення в системі координат верстата.

За наведеною вище схемою був розроблений алгоритм, що моделює процес правки шліфувального круга, і в процесі моделювання автоматично створюється файл CLDATA, що є вихідним для проектування управляючої програми правки постпроцесора верстата (рис.6).

Слід зауважити, що управляюча програма правки, з використанням кругових інтерполіаторів за осями координат, про що вже згадувалось при представленні технічних характеристик верстата і його системи ЧПК [1], може використовувати відповідні G-коди (G02, G03) для руху за дугами кіл, які описують профіль шліфувального круга.

Проте, при такому підході втрачається можливість управління процесом правки, який є суттєво нестаціонарним за головною характеристикою – швидкістю видалення матеріалу шліфувального круга при русі за траєкторією правки. При цьому, урахуваючи малу жорсткість оправки шпинделя шліфувального круга (дивись рис.3), нерівномірність сили різання проковуватиме нерівномірність пружних деформацій і, як наслідок, втрату необхідної точності формоутворення. Застосування запропонованого підходу дає можливість розрахувати управління подачею за еквідистантою, яке дозволить стабілізувати процес при використанні лінійної інтерполяції (G01) в управляючій програмі за результатами моделювання.



Рис.6. Укрупнена блок-схема алгоритму моделювання

Розрахунок координат центрів дуг профілю шліфувального круга відбувається за формулами (1), (2), розрахунок масиву координат профілю в системі координат верстату – за формулами (3), (4) і (5). Далі, з використанням отриманих цифрових моделей розраховуються масиви кутів нормалі і еквідистанти – за формулами (6), (7) і (8).

При моделюванні процесу за призначеною глибиною правки послідовно, для кожного положення правлячого круга (тобто на кожному кроці моделювання) визначаються координати точки початку і кінця дуги різання за окремою процедурою (рис.8). В алгоритмі послідовно розраховується радіус R , який визначає відстань між центром дуги правлячого круга і координатою профілю шліфувального круга, далі він порівнюється з радіусом R_{np} правлячого круга і за виконання умов алгоритму визначаються координати x_A, y_A точки A початку і координати x_B, y_B точки B кінця дуги різання.

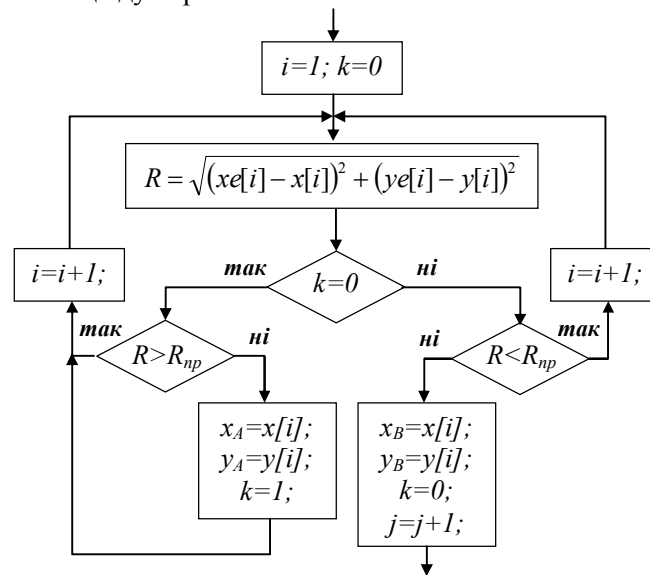


Рис. 8. Алгоритм процедури визначення дуги різання

Після визначення координат дуги різання відбувається перерахунок контуру профілю шліфувального круга з урахуванням його нової форми, що утворилася при видаленні частини круга в попередній процедурі. Таким чином, з'являється можливість розрахувати аналог Q швидкості зрізування припуску (MRR – Material Removal Rate) за яким можна оцінювати напруженість процесу різання [7]:

$$Q[i] = 0,5(\varepsilon[i]R_{i0})^2, \quad (9)$$

де $\varepsilon[i]$ - кут дуги різання.

Такий алгоритм був покладений в основу прикладної програми моделювання, головний інтерфейс якої у вихідному стані представлений на рис. 9.

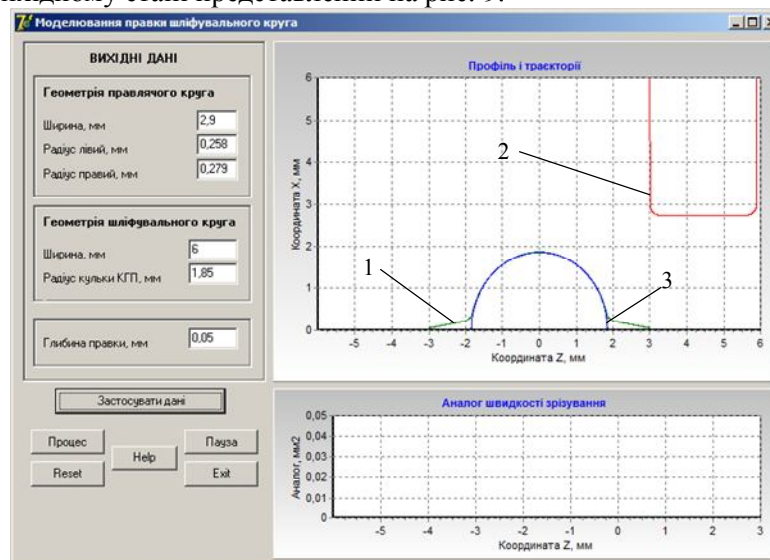


Рис. 9. Інтерфейс програми моделювання у вихідному стані

В лівій частині інтерфейсу розташовані вікна для завдання вихідних даних, знизу – кнопки управління, а справа два вікна для демонстрації моделювання. В верхньому вікні лінією 1 зображений профіль шліфувального круга, лінія 2 – правлячий круг у вихідному положенні, а лінія 3 – кулька КПП.

Для перевірки умов формоутворення необхідно задати глибину правки, що дорівнює нулю і натиснути кнопку «Застосувати дані», а потім кнопку «Процес». Відбувається рух правлячого круга за формоутворюючою траєкторією і на будь якому етапі можна призупинити процес (кнопка «Паузу»), збільшувати масштаб зображення у вікні «Профіль і траєкторії», а потім знов продовжувати – кнопка «Процес».

На рис.10, а і б у збільшеному масштабі представлені вікна інтерфейсу при взаємодії правлячого круга з профілем шліфувального круга на різних ділянках його профілю. Лінією 1 представлений контур правлячого круга, лінією 2 – контур профілю шліфувального круга, 3 – контур кульки КПП. На всіх ділянках забезпечена необхідна точність контакту, що свідчить про вірність математичних моделей формоутворення, які були розроблені вище.

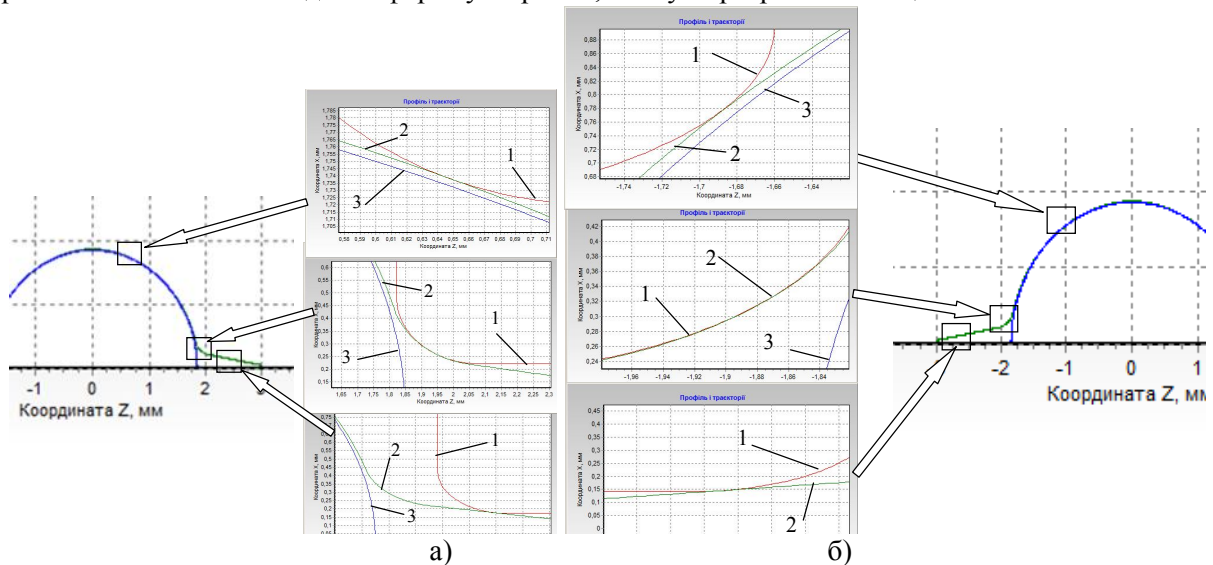


Рис. 10. Контакт правлячого круга з профілем

Для проектування файлу CLDATA управляючої програми необхідно задати необхідну глибину правки і натиснути кнопку «Процес». Стан інтерфейсу в кінці моделювання представлений на рис. 11.

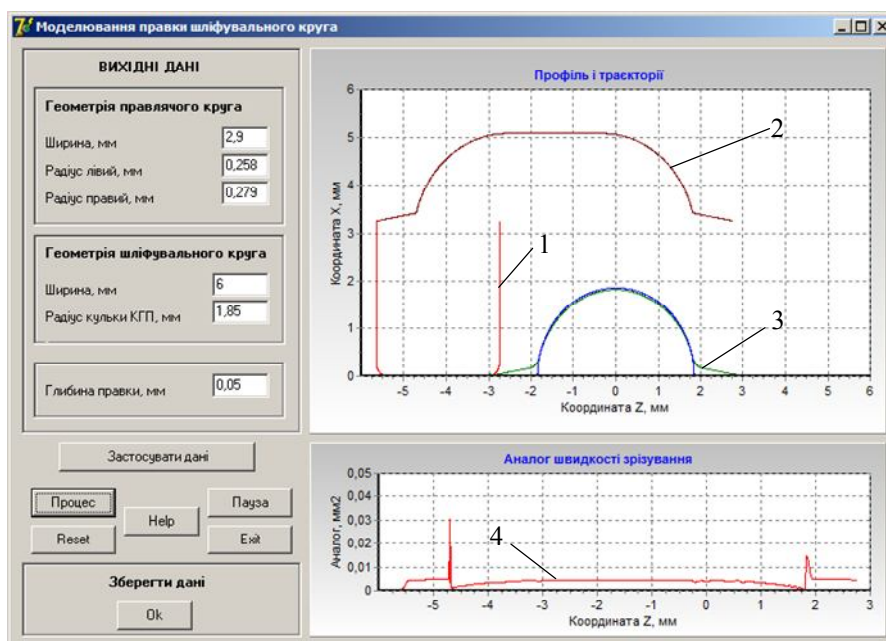


Рис. 11. Стан інтерфейсу в кінці моделювання

Лінією 1 позначений контур правлячого круга, лінією 2 – траєкторія формоутворюючого руху, яка створена за розрахованим масивом координат Z і X, лінія 3 – профіль шліфувального круга і лінія 4 – аналог швидкості видалення матеріалу шліфувального круга за координатою руху Z. Аналіз результатів наочно демонструє суттєву нестаціонарність процесу: головна характеристика процесу змінюється за контуром шліфувального круга в десятки разів. В результаті сила різання також змінюється, що викликатиме зміну пружних деформацій системи і значне погіршення точності профілю шліфувального круга. Крім того, напружений процес на деяких ділянках може провокувати «осипання» правлячого круга.

Для усунення таких негативних явищ в програмі передбачене управління подачею при правці шліфувального круга. Спроектований файл CLDATA зберігається при натисканні кнопки «Ok» у відповідному вікні, яке з'являється на інтерфейсі при закінченні процесу моделювання. Зміст деяких частин файлу представлений на рис.12.

```

6.0000 – ширина круга (мм)
1.9370 – радіус R1 (мм)
0.2960 – радіус галтели R2 (мм)
0.2618 – кут дуги (рад)
0.1745 – кут нахилу полки круга (рад)
2.9000 – ширина правлячого круга (мм)
0.2580 – радіус округлення зліва (мм)
0.2790 – радіус округлення справа (мм)
  Z, мм  X, мм  F, мм/хв.
2.7719 3.2589 265.3572
2.7621 3.2607 240.2083
2.7522 3.2624 228.1772
.....
1.9546 3.4031 204.0346
1.9447 3.4048 194.5645
1.9349 3.4065 184.1030
.....
1.9152 3.4100 161.8700
1.9053 3.4117 145.1783
1.8955 3.4135 126.5895
.....
1.8255 3.4276 98.4999
1.8243 3.4282 105.2488
1.8232 3.4289 110.9960
    
```

масив даних

Рис. 12. Фрагменти спроектованого файлу CLDATA

На початку файлу представлені деякі вихідні дані, далі координати Z, X і подача F. Можна побачити, що на ділянці збільшення параметру MRR процесу правки подача зменшується, що приводить до стабілізації і усуненню негативних наслідків, про які згадувалося вище.

Функціонування процедури визначення аналога швидкості видалення матеріалу шліфувального круга при правці можна спостерігати на будь-якій ділянці профілю за допомогою опції збільшення у вікні «Профіль і траєкторії» (рис. 13).

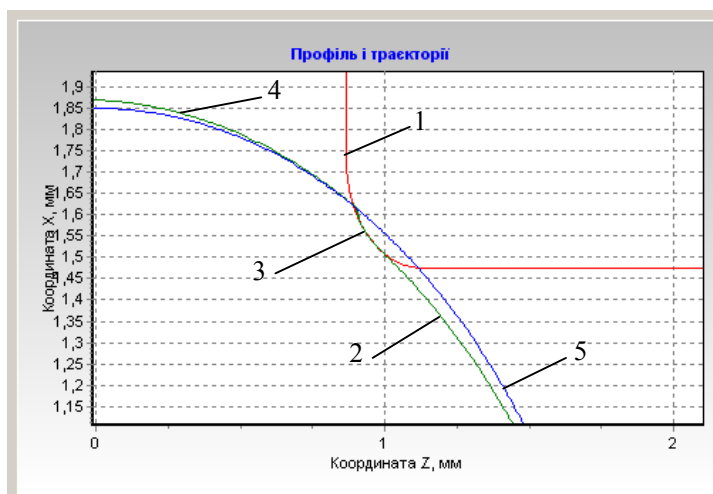


Рис. 13. Видалення матеріалу шліфувального круга при правці

Лінією 1 позначений профіль правлячого круга, лінією 2 – профіль шліфувального круга після правки, лінія 3 – дуга різання, лінія 4 – профіль шліфувального круга до правки, лінія 5 – контур кульки КПП.

Висновки

1. Відомі на ринку високих технологій САМ-системи непризначені для проектування управляючих програм шліфувальних верстатів з ЧПК, а фірми-виробники таких верстатів використовують свої власні розробки, які забезпечують автоматизацію програмування для обмеженої номенклатури деталей, що на практиці створює значні труднощі виконання таких операцій при розширенні номенклатури.

2. Створений програмний продукт дозволяє проводити моделювання геометричних і, в першому наближенні, силових характеристик процесу правки шліфувальних кругів для широкої номенклатури КПП і не потребує прив'язки до стійки верстата з ЧПК.

3. Процес правки шліфувального круга є суттєво нестаціонарним, що вимагає управління за подачею, виходячи зі стабілізації умов різання на всіх ділянках траєкторії правлячого круга, таке управління розраховується автоматично в процесі моделювання і представляється у файлі CLDADA.

4. Математична модель, покладена в основу програмного продукту закладає основи для моделювання процесу шліфування доріжки гайки КПП що дозволить проектувати управляючі програми з оптимізацією процесу шліфування.

1. <http://stanko-lid.ru/catalogue/files/Doimak.pdf>
2. Петраков Ю.В. Розвиток САМ-систем автоматизованого програмування верстатів з ЧПУ. Монографія. – К.: Січкап, 2011. – 220 с.
3. <http://www.grinding.com/en/machines/cylindrical-grinding/studer.html>
4. <http://kaeler.com/home/94-doimak.html>,
5. Анурьев В. И. Справочник конструктора-машиностроителя: в 3-х т.: Т.2. – 8-е изд., перераб. и доп. Под ред. И.Н.Жестковой. – М.: Машиностроение, 2001. – 912 с.
6. Петраков Ю. В., Пасічник В. А. Проектування формоутворюючих рухів для оброблення складних 3-D поверхонь на верстатах з ЧПУ / Вісник НТУУ «КПІ». Машинобудування. К.: 2008. – №54. С. 24–30.
7. Петраков Ю. В. Автоматичне управління процесами обробки матеріалів різанням. – УкрДНІАТ, Київ, 2004. – 383 с.

Стаття прийнята до редакції 18.03.2015.

УДК 621.923, 621.921.34, 621.315.59

Л. А. Проц

Ужгородський Національний університет

ЗАСТОСУВАННЯ ЦИКЛОІДАЛЬНИХ РУХІВ ОБЕРТАННЯ ІНСТРУМЕНТУ ДЛЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ПЛОСКИХ ПОВЕРХОНЬ КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ БОРОСИЛКАТНОГО СКЛА З НАПІВПРОВІДНИКОВИМИ НАНОКРИСТАЛАМИ $CdSe_{1-x}Te_x$

Представлена робота відноситься до технології механічної абразивної обробки плоских поверхонь деталей і може бути використана у різноманітних галузях промисловості при виготовленні робочих елементів квантових приладів, зокрема, оптичних деталей на базі композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ у матриці.

Ключові слова: механічна обробка, циклоїдальний рух, оброблюваний матеріал, робочий елемент, оптична деталь, плоска поверхня, полірувальний інструмент.

Л. А. Проц

ПРИМЕНЕНИЕ ЦИКЛОИДАЛЬНОГО ВРАЩЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПЛОСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ БОРОСИЛИКАТНОГО СТЕКЛА С ПОЛУПРОВОДНИКОВИМИ НАНОКРИСТАЛАМИ $CdSe_{1-x}Te_x$

Представленная работа относится к технологии механической абразивной обработки плоских поверхностей деталей и может быть использована в разнообразных областях промышленности для изготовления рабочих элементов квантовых приборов, в частности, оптических деталей на основе композитов из боросиликатного стекла с полупроводниковыми нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$.

L. A. Prots

APPLICATION OF CYCLOIDAL TOOL MOTION FOR MECHANICAL TREATMENT OF FLAT SURFACES OF BOROSILICATE GLASS WITH EMBEDDED $CdSe_{1-x}Te_x$ SEMICONDUCTOR NANOCRYSTALS

The proposed paper is related to the technology of mechanical abrasive treatment of flat surfaces and can be applied in various fields of industry for manufacturing of working elements of quantum devices, in particular, optical elements on the basis of borosilicate glass-based composites with $CdSe_{1-x}Te_x$ nanocrystals.

Keywords: mechanical treatment, cycloidal motion, treated material, working element, optical element, flat surface, polishing tool.

Останнім часом відбувається стрімке зростання інтересу до низьковимірних систем, у яких характерний розмір зменшився до величин нанометрового діапазону вздовж одного, двох чи трьох напрямків. У таких системах порушується дія трансляційної симетрії і внаслідок просторового обмеження руху носіїв заряду змінюється спектр електронних станів, який стає істотно залежним від розміру об'єкта, зумовлюючи прояв специфічних квантово-розмірних ефектів у спектральних залежностях оптичних характеристик. В свою сергу, оптичні характеристики, визначають особливості застосування напівпровідникових наносистем що в значній мірі залежать і від якості оброблених робочих поверхонь. Зокрема, отримані різноманітними методами композитні матеріали з нанокристаллами типу A^2B^6 та сформовані на їх основі структури типу "ядро-оболонка" все частіше знаходять своє застосування в ролі комірок пам'яті, фотокаталізаторів, люмінесцентних маркерів у біохімічних та медичних експериментах, сонячних елементів, активних елементів оптичних і оптоелектронних пристроїв, світлодіодів, тощо. Таким чином, як фундаментальні, так і прикладні аспекти обумовлюють інтерес до розробки і вдосконалення технологій отримання і виготовлення робочих елементів з композитів до складу яких входять напівпровідникові нанокристали типу A^2B^6 та різних структур на їх основі. Саме до таких перспективних матеріалів відносяться і досліджувані нами композитні матеріали на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ [1, 2]. Безперечно, невід'ємною вимогою процесу дослідження оптичного спектру напівпровідникових структур є їх якісна робоча поверхня, яка дає змогу ефективно проводити ідентифікацію як основних параметрів, так і властивостей. В перспективі саме такі дослідження і дають змогу для створення нових структур з наперед заданими оптичними характеристиками. Наведені аргументи, на нашу

думку, визначають актуальність дослідження процесів механічної обробки з технологічного циклу виготовлення робочих поверхонь елементів для пристроїв функціональної електроніки з композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$.

Слід відмітити, також, що літературні відомості по проведенню технологічного циклу механічної обробки при виготовленні плоских поверхонь композитних матеріалів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ нами не знайдені. Взагалі ж, вивченням процесів механічної обробки оптичного скла та створенню на його основі інтегральних мікросхем займаються десятиліттями. У літературних джерелах широко висвітлені проблеми механічної обробки по виготовленню оптичних елементів з напівпровідникових матеріалів на базі монокристалів германію та кремнію [3 - 5]. Автором приділялася увага питанням технології механічної обробки акустооптичних монокристалів [6]. У працях авторів [7] зазначається, що боросилікатного скла це загартоване скло, яке не піддається механічній обробці, але сам процес одержання досліджуваних композитних матеріалів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ полягає у гартуванні скла [8]. Таким чином, питання, щодо вивчення процесів механічної обробки досліджуваних композитних матеріалів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ залишається відкритим та може слугувати ще одним актуальним аргументом для постановки проблеми даних досліджень

Широко відомо, що створення плоскої поверхні шляхом проведення послідовних циклів шліфування та полірування лежить в основі технологічних процесів механічної обробки. Такого роду поверхня є базою для виготовлення багатьох як дослідних так і серійних зразків для приладів квантової електроніки. Зазвичай при виконанні процесів механічної обробки застосовують зворотно поступальні робочі рухи або ж обертальні рухи які виконують як інструменти, так і оброблювані зразки. Але використання таких рухів має ряд недоліків, і один з них пов'язаний саме з порушенням площинності оброблюваної поверхні, або так званим «заокругленням» країв оброблюваної поверхні. Порушення такого роду можуть призвести до відхилень оптичних параметрів, що спотворюють результати оптичних досліджень, та унеможливають вигідно застосувати певні властивості робочих елементів квантової електроніки. Все це і робить доцільним та важливими дослідження технологічних процесів механічної обробки створення плоских поверхонь при виготовленні робочих елементів із композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$.

Метою нашої роботи було застосування циклоїдальних рухів обертання інструменту для технологічного процесу механічної обробки плоских поверхонь композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$.

Для досягнення поставленої мети було виготовлено і апробовано спеціальний пристрій з інструментом для механічної обробки із можливістю виконання циклоїдального обертального головного руху для технологічних процесів полірування композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$. Застосування такого пристрою мало би задовольнити потребам з якості плоских оброблюваних поверхонь робочих елементів. Для створення інструмента нами було використано запропонований спосіб механічної абразивної обробки і очистки [9, 10]. При виконанні цього способу було вдосконалено, виготовлено, та апробовано специфічну форму інструменту та схему технологічного циклу полірування механічної обробки плоских поверхонь

На рис. 1 схематично зображена робоча частина пристрою, якій використаний в даній роботі.

Представлена загальна схема спеціального пристрою рис 1, що складається з інструменту 1, виконаного у формі циліндра, вісь обертання якого В - В розташована горизонтально та паралельно його осі симетрії А - А, для можливості здійснення циклоїдальних рухів. Для встановлення оброблюваного елемента 3 із композита із боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$, застосовано тримач 2, який одним кінцем закріплено шарнірно С - С та встановлено з можливістю повороту навколо осі, паралельної до осі обертання робочого елемента В - В, що, в свою чергу, розташована в горизонтальній площині паралельно осі його симетрії А - А.

За рахунок циклоїдальних рухів, при обертанні інструменту відбувається постійна зміна зони його контакту з робочим оброблюваним елементом. Отже, відбувається контакт по всій поверхні оброблюваного елемента зі зніманням припуску з плоского вихідного профілю під час

проведення процесів технологічного циклу механічної абразивної обробки композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$.

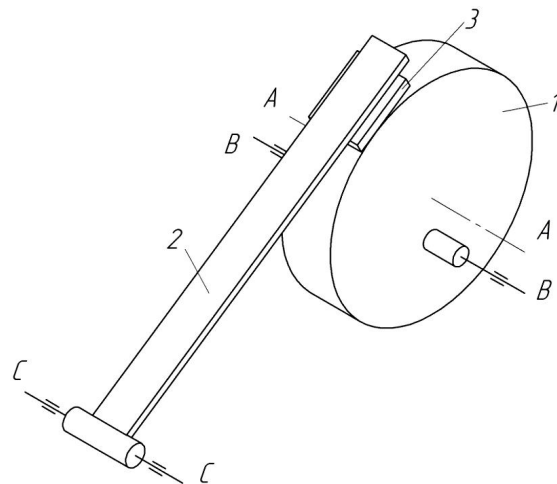


Рис. 1. Загальна схема робочої частини пристрою

Для більш детального роз'яснення технологічних можливостей представленої схеми реалізації технологічних процесів механічної абразивної обробки досліджуваних композитних матеріалів з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ на рис. 2 зображено крайні положення оброблюваного робочого елемента на етапах циклоїдального обертання спеціального робочого інструменту.

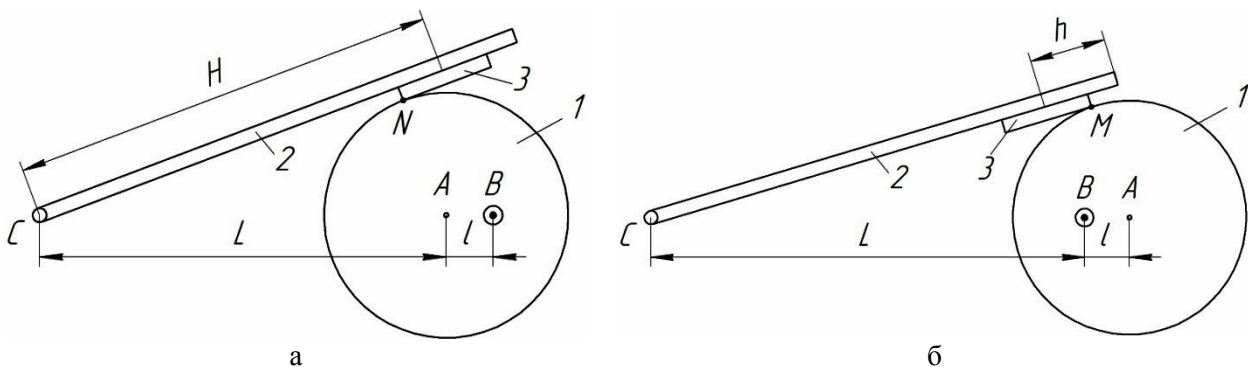


Рис. 2. Схема положення оброблюваної деталі на різних етапах циклоїдального обертання спеціального робочого інструменту:

- а - саме ближнє положення поверхні оброблюваної деталі до осі повороту тримача;
- б - саме дальнє положення поверхні оброблюваної деталі до осі повороту тримача.

На рис. 2 показано, що інструмент 1 виконано у вигляді циліндричної форми, де відстань між віссю симетрії інструменту А - А та віссю його обертання В - В дорівнює l (також див.рис.1). Тримач 2 для оптичної деталі 3, яка обробляється, шарнірно закріплено на осі С - С, про цьому оптична деталь 3, що піддається механічній абразивній обробці зафіксована на вільному кінці тримача 2.

Точці N , у положенні показаному на рис. 2.а, відповідає саме ближнє до осі повороту тримача (точка C) положення лінії дотику поверхні інструменту 1 та поверхні оброблюваної оптичної деталі 3. При цьому, слід вказати, що точки A, B і C розташовано на одній прямій.

Враховуючи, що $BC = L, MN = h, AB = l, AN = R$ (R - радіус інструмента, а $CN = H - \frac{h}{2}$, із прямокутного трикутника ACN отримують:

$$(L-l)^2 = \left(H - \frac{h}{2}\right)^2 + R^2. \quad (1)$$

Точці М, рис.2.б, відповідає саме дальнє положення від точки С, тобто від осі повороту тримача 2 лінії дотику поверхні оптичної деталі 3, що обробляється та поверхні інструмента 1, для цього положення:

$$(L+l)^2 = \left(H + \frac{h}{2}\right)^2 + R^2. \quad (2)$$

Виразовуючи рівняння (2) з рівняння (1), одержимо:

$$L^2 - 2Ll + l^2 - L^2 - 2Ll - l^2 = H^2 - Hh + \frac{h^2}{4} + R^2 - H^2 - Hh - \frac{h^2}{4} - R^2, \\ 2Ll = Hh. \quad (3)$$

Для забезпечення циклоїдального руху інструмента при механічній обробці поверхні оброблюваної оптичної деталі з композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ слід враховувати, що хід лінії дотику деталі і робочої поверхні інструмента повинен бути або рівним або більшим за h . Зважаючи на це для відстані l , що знаходиться між віссю симетрії та віссю обертання оброблюваного робочого елемента повинна виконуватись наступна вимога:

$$l \geq \frac{Hh}{2L}. \quad (4)$$

Для здійснення запропонованої схеми механічної обробки до вільного кінця тримача 2, (див.рис.1 та рис. 2) прикріплювали деталь 3 із композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$, таким чином, щоб оброблювана поверхня була повернена до робочої поверхні інструменту 1. У даному виконанні робочою поверхнею інструмента є його периферійна частина, що виконана у формі циліндра, на яку наносили основу з м'якої тканини з шаром абразивної полірувальної пасти АСМ 2/1. Тримач з приклеєним оброблюваним зразком повільно опускали на робочу поверхню інструменту з нанесеним абразивним матеріалом. При циклоїдальному обертанні інструменту відбувалось знімання шару матеріалу з усієї оброблюваної поверхні композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ за рахунок зворотно-поступового переміщення деталі по лінії дотику з робочою поверхнею інструмента.

В результаті виконання досліджуваної роботи нами було проведено ряд технологічних процесів полірування плоских шліфованих поверхонь з композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$. При цьому було використано робочі зразки розмірами 15x17x24 мм які приклеювалися до тримача таким чином, що поверхня, яка оброблювалась мала розміри 17x24 мм і була розташована уздовж тримача деталі. Швидкість обертання інструменту становила 9 об/хв. Внаслідок того, що відстань між крайовими положеннями лінії дотику більше довжини поверхні що оброблювалась і становила, при цьому 42 мм, поруч із оброблюваною деталлю закріплювалися і пластини, так само, з плоских поверхонь аналогічного оброблюваного матеріалу товщиною у 15 мм, таким чином, що їх поверхня із поверхнею деталі, що оброблювалась, знаходилися в одній площині.

Таким чином, як показали проведені дослідження, виготовлений та апробований специфічний робочий інструмент та запропонована схема механічної обробки за рахунок застосування циклоїдальних рухів обертання інструменту для технологічного процесу механічної обробки плоских поверхонь композитів на основі боросилікатного скла з напівпровідниковими нанокристаллами $CdSe_{1-x}Te_x$ забезпечує рівномірне знімання матеріалу по всій поверхні що обробляється.

1. Azhniuk Yu.M. Optical characterization of $Cd_{1-x}Zn_xSe$ nanocrystals grown in borosilicate glass [Текст] / Yu.M. Azhniuk, M.V. Prymak, V.V. Lopushansky, A.V.Gomonnai, Zahn D.R.T. - Physica Status Solidi (b). – 2014. – V. 251. – No. 3. – P. 669-674.
2. Azhniuk Yu.M. Phonon spectroscopy of $CdSe_{1-x}Te_x$ nanocrystals grown in a borosilicate glass [Текст] / Yu.M. Azhniuk, A.V. Gomonnai, Yu.I. Hutych, V.V. Lopushansky, L.A. Prots, Zahn D. R. T. - Physica Status Solidi C. – 2009. – V. 6, No. 9. – P. 2064–2067.
3. Обработка полупроводниковых материалов [Текст] / В.И.Карбань, П.Кой, В.В.Рогов и др.; под.ред. Н.В.Новикова и В.Бертольди. – К.: Наукова думка, 1982. - 256 с.
4. Рогов В.В. Финишная алмазно-абразивная обработка неметаллических деталей [Текст] / В.В.Рогов. - К.: Наук. Думка, 1985.- 264 с.
5. Поперенко Л.В. Технологія обробки оптичних поверхонь [Текст] / Л.В. Поперенко., Ю.Д. Філатов– К.: Видавничо-поліграфічний центр „Київський університет”, 2004. – 166 с.

6. Проц Л. А. Особливості механічної обробки акустооптичних монокристалів пара телуриту та тетраборату літію: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.03.01 / Л. А. Проц; [НАН України, Ін-т надтвердих матеріалів ім. В.М.Бакуля] – Київ, 2006. - 23 с.
7. Бережний А. С. Фізико-хімічні системи тугоплавких, неметалевих і силікатних матеріалів: Навчальний посібник [Текст] / А. С. Бережний, Я. М. Пітак, О. Д. Пономаренко, Н. П. Соболь. – К.: НМК ВО, 1992. -172 с.
8. Ажнюк Ю. М. Оптичні прояви розмірних, композиційних і структурних трансформацій у напівпровідникових нанокристалах типу A^2B^6 під впливом зовнішніх факторів : автореф. дис. д-ра фіз.-мат. наук : 01.04.10 / Ю. М. Ажнюк; [НАН України, Ін-т фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова] – К., 2011. – 28 с.
9. А.с. 1465267 СССР, МПК В24В 1/00. Способ абразивной обработки и очистки / Шпырко Г. Н., Ониско А. Д., Зюбина Л.А., Полякова Т.Ф. (СССР) - № 4220454/31-08; заявлено 06.04. 1987; опубл. 15.03.1989, бюл № 10.
10. Проц Л. А. Дослідження процесів виготовлення оптичних елементів з акустооптичних монокристалів [Текст] / Л. А. Проц - Проблемы машиностроения – 2013. – Том 16, № 6. – С. 66-70.

Стаття прийнята до редакції 12.04.2015.

О. К. Радченко, Л. О. Радченко, М. В. Лучка

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України

ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ НІКЕЛЬ-ФОСФОРНОГО СПЛАВУ

У роботі розкритий механізм утворення фосфіду нікелю (сплаву нікель-фосфор) при прямому пічному синтезі з вихідних порошкових компонентів електролітичного нікелю і фосфору червоного технічного аморфного. При синтезі через сильне тепловиділення утворився поруватий продукт. Хімічний склад продукту близький до евтектичного Ni-Ni₃P. Подальше подрібнення одержаного продукту дозволило отримати порошок сплаву нікель-фосфор. Наведені приклади застосування одержаного порошку.

Ключові слова: порошок, сплав нікель-фосфор, пічний синтез, захисне покриття.

Табл. 1 Рис. 2. Літ. 15

А. К. Радченко, Л. А. Радченко, М. В. Лучка

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ НИКЕЛЬ-ФОСФОРНОГО СПЛАВА

В работе раскрыт механизм образования фосфида никеля (никель-фосфорного сплава) при прямом печном синтезе из исходных порошковых компонентов электролитического никеля и фосфора красного технического аморфного. Из-за сильного тепловыделения во время синтеза образовался пористый продукт. Химический состав продукта близок к эвтектическому (эвтектика Ni-Ni₃P). Дальнейшее измельчение полученного продукта позволило получить порошок никель-фосфорного сплава. Приведены примеры применения полученного порошка.

Ключевые слова: порошок, сплав никель-фосфор, печной синтез, защитное покрытие.

O. K. Radchenko, L. O. Radchenko, M. V. Luchka

OBTAINING OF POWDERS OF NICKEL-PHOSPHORUS ALLOY

The paper revealed the mechanism of nickel phosphide (nickel-phosphorus alloy) by direct synthesis of a typical output of electrolytic nickel powder components of amorphous technical red phosphorus. As a result of a strong heat during the synthesis of a porous product was formed. The chemical composition of the product close to the eutectic Ni-Ni₃P. Further grinding the resulting product possible to obtain a powder alloy nickel-phosphorus. Examples of application of the resulting powder was demonstrated.

Keywords: powder, nickel-phosphorus alloy, furnacesynthesis, protectivecoating.

Постановка проблеми. Інтерес до сплавів системи нікель-фосфор зріс з отриманням аморфних сплавів на їх основі [1], застосуванням фосфоровмісних припоїв [2], нанесенням корозійностійких покриттів [3]. Крім того порошки нікель-фосфорних сплавів можуть бути використані для виробництва фосфоровмісних спечених сплавів, огляд методів отримання та прикладів застосування яких наведений у роботі [4]. Існують різні методи одержання фосфідів [5]. Основним методом одержання нікель-фосфорних сплавів є метод бестокового хімічного відновлення гіпофосфітом водних розчинів солей нікелю [6]. Одержані порошки - забруднені оксидами і фосфідами. Метод високотемпературного синтезу фосфідів [7, 8] позбавлений цих недоліків, але вимагає відповідного обладнання та кваліфікованого персоналу. Одержання фосфідів нікелю електролізом розплавлених солей [9] пов'язане з великою витратою енергії, необхідністю стабілізації температури, параметрів електричного струму, труднощами відмивання одержаних фосфідів від вихідних солей. Раніше нами [10] був розроблений спосіб одержання сплаву мідь-фосфор, заснований на дифузії фосфору в порошок міді при 200-250 °С з наступною витримкою за температури 550-650 °С. Цей же прийом був застосований для одержання сплавів системи нікель-фосфор [11]. Система Ni-P детально досліджена [12, 13]. Температура плавлення найближчої до кута нікелю рівноважної евтектики Ni-Ni₃P дорівнює 870 °С. Раніше [14] на термограмах нагрівання порошків червоного фосфору і електролітичного нікелю був виявлений великий екзотермічний ефект при 420 - 500 °С і ендотермічний ефект при 855 °С. Перший приписувався реакції дифузійної взаємодії фосфору з нікелем з утворенням нижчого фосфіду Ni₃P, а другий ефект - плавленню евтектики Ni-Ni₃P. Ці дані дозволили нам підібрати оптимальні температури синтезу сплавів нікель-фосфор.

Метою роботи є одержання порошку сплаву нікель-фосфор нестехіометричного складу методом пічного синтезу з вихідних компонентів, вивчення його властивостей та можливостей застосування.

Матеріали та методики дослідження. Для синтезу використовували порошки електролітичного нікелю марки ПНЭ-1 та фосфору червоного технічного аморфного сорт 2 характеристики яких наведено в таблиці. Порошки червоного фосфору та нікелю протягом двох годин змішували у баночному змішувачі (прилад для збовтування марки ОБ-22).

Таблиця. Властивості порошків використаних для синтезу

Матеріал порошку	Марка	ГОСТ	Середній розмір часток, мкм	Форма часток	Питома поверхня, м ² /г
Нікель	ПНЭ-1	9722-79	71	дендритна	0,15
Фосфор	Сорт 2	3655-75	101	округла	0,005

Вивантажували суміш в середовищі аргону. Гомогенізовану суміш пресували під тиском 2,0 МПа в заготовки по 0,5 кг. Останні вносили в піч розігріту до 500 °С і витримували в атмосфері водню протягом двох годин. Цього часу було достатньо для дифузії фосфору в частки нікелю. При цьому спостерігали лише незначну втрату фосфору. Потім при швидкості нагрівання печі 15 град/хв підвищували температуру до 800 °С і витримували 1 годину. Насипну щільність визначали за ДСТУ 2495-94. Розмір часток визначали методом сухого просіювання за ДСТУ 2640-94. Текучість порошку визначали за ДСТУ 3795-98.

Результати дослідження та їх обговорення. Охолоджений разом з піччю, продукт, мав пористість 77,5%, Загальні втрати фосфору за рахунок його сублимації склали 3-4% від початкової маси фосфору. За даними X-фазового аналізу на дифрактометрі ДРОН-2,0, одержаний продукт представлений двома фазами - Ni і Ni₃P. Аналіз за допомогою растрового електронного мікроскопа (Stereoskan S4 з приставкою для рентгеноспектрального аналізу з енергетичних дисперсій) проведений по перетину синтезованого продукту підтвердив наявність двох фаз - чистого нікелю і Ni₃P. Хімічний аналіз 8 проб взятих з різних точок одного зразка розміром 100x60x50 мм показав рівномірність розподілу фосфору. Це підтверджує факт незначних втрат фосфору. Металографічне дослідження шліфів, одержаних злитків показало їх евтектичну структуру. Проведене дослідження підтверджує механізм взаємодії нікелю з фосфором, висловлений раніше [14,15], який полягає в тому, що при первісному нагріванні фосфор дифундує в частинки нікелю з утворенням Ni₃P, а потім відбувається контактне плавлення з частинками нікелю з утворенням евтектики нікель-фосфід нікелю. Як показали досліди по синтезу сплаву нікель-фосфор найбільш доцільно готувати шихту з розрахунку складу близького до евтектичного, тобто 11-12 мас.% фосфору. Синтезований продукт піддавали подрібненню на пресі тарозмелу валках прокатного стану при м'яких режимах навантаження. Одержані порошки просіювали через сито з розміром чарунки 630 мкм. Порошок мав насипну щільність 3,26 г/см³, а щільність утрашки 3,98 г/см³. Коефіцієнт Хаузнера становив 1,17. Текучість порошку становила 37,0 с/50г. На рисунку 1 наведена гістограма гранулометричного розподілу розмірів часток. Порошок має схильність до бімодального розподілу розмірів часток з максимумами 257,5 та 130 мкм. Форма часток порошку (рис. 2) вирізняється поліморфізмом. Є частки як округлої форми (переважно малих розмірів) так і частки неправильної форми (переважно більших розмірів).

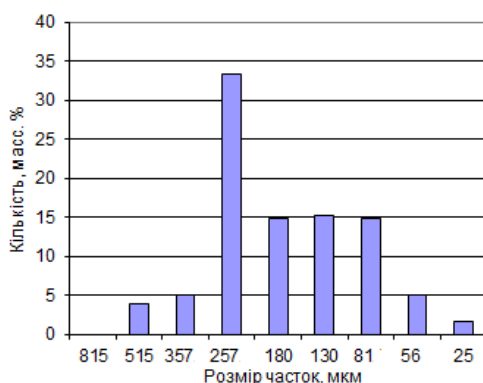
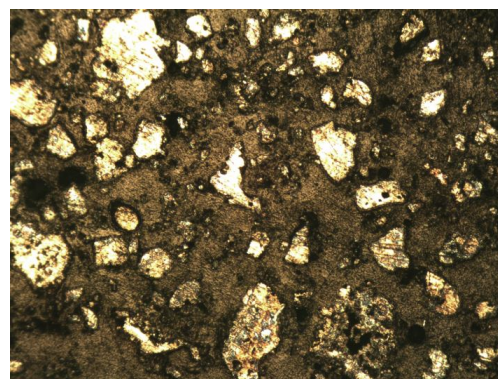


Рис. 1. Розмір часток порошку

Рис. 2. Форма часток $\times 50$

Порошки розміром менше 100 мкм і відносною насипною щільністю 0,40 без добавок наносили плазмовим методом на поверхню виробів з залізохромонікелевих сплавів. У тих випадках коли плазмовий метод не дозволяв наносити покриття (недоступні для плазмового потоку місця), наприклад, внутрішня частина труби малого діаметру, то наносили пасту з порошку нікель-фосфорного сплаву і 1% -ного крохмального клею і нагрівали виріб в захисному середовищі до повного розплавлення порошку.

Висновок. При синтезі через сильне тепловиділення утворився поруватий продукт. Хімічний склад продукту близький до евтектичного Ni-Ni₃P. Подальше подрібнення одержаного продукту дозволило отримати порошок сплаву нікель-фосфор.

1. Ковнеристый Ю. К., Осипов Э. К., Трофимова Е. А. Физико-химические основы создания аморфных металлических сплавов. – М.: Наука, 1983 – 144 с.
2. Справочник по пайке. / Под. Ред. С.Н. Лоцманова, И. Е. Петрунина, В. П. Фролова. – М.: Машиностроение, 1975 – 407 с.
3. Борисов Ю. С., Борисова А. Л. Плазменные порошковые покрытия. – Киев: Техніка, 1986 – 223 с.
4. Мучник С. В. Фосфорсодержащие спеченные сплавы. (Обзор) // Порошковая металлургия. – 1984, №12, С. 20–27.
5. Черногоренко В. Б., Мучник С. В. Методы получения фосфидов // Сб. Тугоплавкие соединения. Получение, структура, свойства и применение. Киев. ИПМ АН УССР, 1991. – С. 122–126.
6. Горбунова К. М., Никифорова А. А. Физико-химические основы процесса химического никелирования. М.: Изд. АН СССР, 1960 – 260 с.
7. Chernogorenko V. B., Muchnik S. V., Lynchak K. A et al. Preparation of phosphides in the combustion regime // Materials Research Bulletin. – 1981, V.16, N1, P. 1–6.
8. Черногоренко В. Б., Мучник С. В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез фосфидов металлов // Журнал прикладной химии. 1996. Т.69, № 12. – С. 1937–1945.
9. Препаративные методы в химии твердого тела. Под редакцией П. Хагенмюлера. – М.: Мир, 1976 – 616 с.
10. А.с. СССР 1372756 МКИ В22F 9/16. Способ получения порошка сплава медь-фосфор // Катрус О. А., Радченко А. К., Алешина А. В., Черногоренко В. Б., Мучник С. В., Лынчак К. А. Опубл. 07.89. Б.И. № 28, 1989.
11. Радченко А. К., Черногоренко В. Б. Диффузионный среднетемпературный синтез никель-фосфорных сплавов // Тез. докл. Межд. конф. “Перспективные материалы”, Украина, Киев, 4-7 окт. 1999г – С. 48.
12. Элиот Р. П. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургия, 1970. Т. 2. – 472 с.
13. Юпко Л. М., Свирид А. А., Мучник С. В. Фазовые равновесия в системах никель-фосфор и никель-фосфор-углерод // Порошковая металлургия, 1986, №9. – С. 78–82.
14. Шурина А. К., Разумнова Н. А. Взаимодействие фосфора с железом, кобальтом, никелем и марганцем при нагревании // Там же, 1993, №11/12. С. 70–72.
15. Мучник С. В., Иванченко В. Г., Черногоренко В. Б., Лынчак К. А. Взаимодействие порошков никеля и фосфора в режиме горения // Там же, 1979, №6. – С. 7–12.

Стаття прийнята до редакції 21.04.2015.

УДК 620.178: 621.891

В. І. Савуляк, В. Й. Шенфельд, С. О. Панасюк*Вінницький національний технічний університет***ВПЛИВ МІКРОСТРУКТУРИ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ ШАРІВ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ВУГЛЕЦЕВИХ ВОЛОКНИСТИХ МАТЕРІАЛІВ, НА ПАРАМЕТРИ ЗНОСОСТІЙКОСТІ В УМОВАХ СУХОГО ТЕРТЯ КОВЗАННЯ**

У статті подано результати дослідження зносостійкості в умовах сухого тертя ковзання високовуглецевих покриттів, нанесених методом електродугового наплавлення з використанням вуглецевих волокнистих матеріалів. Аналіз отриманих даних показав, що більшу зносостійкість в умовах сухого тертя мають покриття з мартенситно-аустенітною структурою. Найбільшу інтенсивність зношування мають високовуглецеві покриття з ледебуритною структурою.

Ключові слова: зносостійкість, тертя, покриття, фазові перетворення.

Рис. 5. Табл. 2. Літ. 6.

В. И. Савуляк, В. Й. Шенфельд, С. О. Панасюк**ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, НА ПАРАМЕТРЫ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ**

В статье показано исследование износостойкости в условиях сухого трения скольжения высокоуглеродистых покрытий, нанесенных методом электродуговой наплавки с использованием углеродных волокнистых материалов. Анализ полученных данных показал, что большую износостойкость в условиях сухого трения имеют покрытия из мартенситно-аустенитной структурой. Наибольшую интенсивность износа имеют высокоуглеродистые покрытия с ледебуритной структурой.

Ключевые слова: износостойкость, трения, покрытия, фазовые превращения.

V. I. Savulyak, V. Y. Shenfeld, S. O. Panasiuk**EFFECT OF MICROSTRUCTURE OBTAINED BY LAYERS HIGHLY ARC SURFACING USING CARBON FIBER MATERIAL PARAMETERS WEAR RESISTANCE UNDER DRY SLIDING FRICTION**

This article shows research durability under conditions of high-dry friction coatings deposited by arc surfacing using carbon fiber materials. Analysis of the data showed that greater wear resistance under dry friction are coated with martensite-austenite structure. The greatest intensity of wear with high-carbon coating with ledeburite structure.

Key words: wear resistance, friction, coating, phase transformations.

Зносостійкість матеріалу залежить від багатьох факторів, які впливають на взаємодію поверхонь тертя, але, на погляд авторів [1], вельми суттєвою є структура поверхневих шарів тертя, яка характеризується енергією взаємодії між фазами, силами їх зчеплення, а відповідно протидією виниканню дислокаційних дефектів, що веде до викришування твердих фаз. Це пояснюється тим, що дислокації концентруються на границях зерен, підвищуючи крихкість матеріалу.

Доцільно виділити два основних шляхи синтезу зносостійких сплавів [2]:

- створення матеріалів з структурою, яка поглинає енергію та розсіює її шляхом зворотних фазових та структурних перетворень;

- створення матеріалів з відносно термостабільною структурою, яка розсіює енергію через теплові поля.

При створенні зносостійких сплавів з термостабільною структурою (сплави евтектичного класу) довговічність визначається температурним порогом стійкості структур, малою енергією міжфазних границь. Такі сплави можуть розглядатися як композиційні матеріали.

В роботі [3] показано, що властивості аустенітно – мартенситного, аустенітно – карбідного та аустенітно-мартенситно-карбідного сплавів за однакової кількості аустеніту суттєво відрізняються. Для аустенітно-карбідної структури зносостійкість в умовах абразивного середовища збільшується при зміні складу карбідної фази типу Me_7C_3 на $Me_{23}C_6$ за рахунок того, що у фазі $Me_{23}C_6$ решітка більш когерентна до решітки аустенітної матриці.

В роботах [4, 5] досліджено вплив залишкового аустеніту та твердої надлишкової фази на зносостійкість наплавлених сплавів.

У процесі зношування таких сталей з метастабільною аустенітною структурою під впливом енергії процесу тертя на поверхні може відбуватися утворення мартенситу деформації.

Вплив аустеніту на зносостійкість чітко виявляється на сплавах, структура яких після відповідної термічної обробки має максимально можливу кількість залишкового аустеніту без надлишкових карбідів.

З підвищенням температури гартування твердість заевтектійних сплавів знижується через збільшення в структурі кількості залишкового аустеніту. Зносостійкість при цьому, навпаки, зростає.

Для вивчення впливу структури наплавлених високовуглецевих покриттів на параметри зносостійкості були отримані зразки з різними структурами. Відповідні структури високовуглецевих покриттів отримали шляхом зміни швидкості охолодження наплавленого металу [6].

Випробуванням на знос піддавалися наплавлені зразки з такими структурами (по три зразки в серії): 1) Ледебурит 100%; 2) Аустеніт 20% + Мартенсит 10% + Ледебурит 70%; 3) Аустеніт 60% + Мартенсит 30% + Ледебурит 10%; 4) Аустеніт 60% + Мартенсит 40%; 5) Мартенсит 80% + Аустеніт 20%; 6) Мартенсит 90% + Аустеніт 10% (Рис. 1) [6].

Нанесення покриття виконувалось на установці для наплавлення в середовищі захисних газів УД-209М, дротом Нп-30ХГСА. В якості джерела вуглецю застосували вуглецеву тканину марки УУТ-2 ТУ6-06 И 78-85, із щільністю 250 г/м².

Після наплавлення зразки проточувалися та шліфувалися на глибину до 1 мм.

За зміною маси зразків при сухому терті визначали вагове зношування покриттів, які відрізнялися структурами.

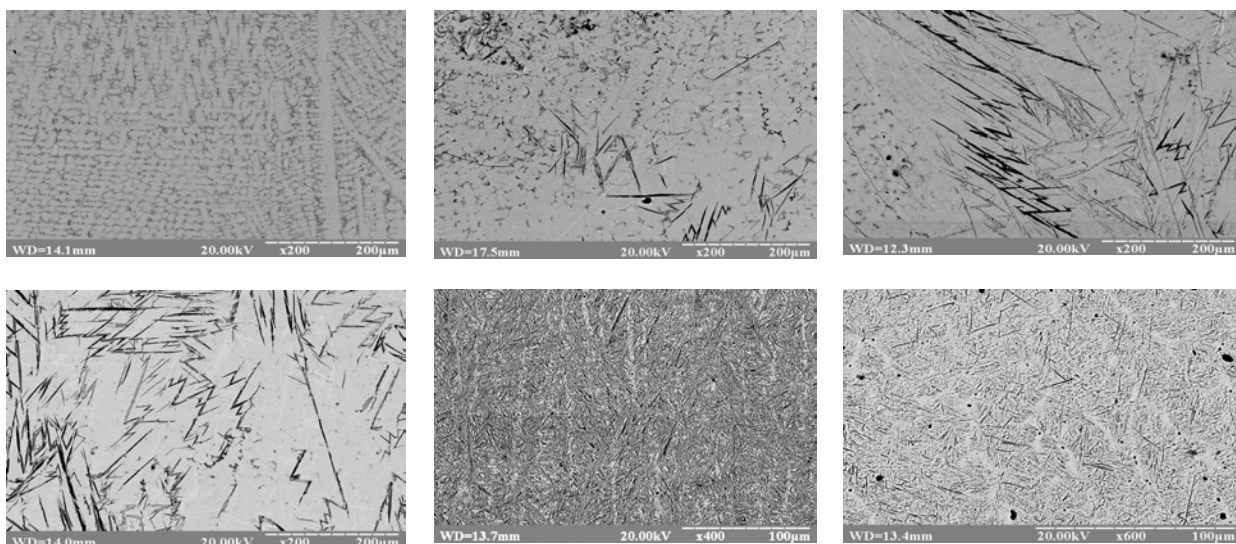


Рис. 1. Мікроструктури зразків наплавлених високовуглецевих покриттів при швидкостях охолодження

Результати експериментальних досліджень зношування зразків з різними структурними складовими в умовах сухого тертя в залежності від шляху ковзання показані в таблиці 1.

Таблиця 1. Зношування наплавлених високовуглецевих зразків з різним структурним складом в умовах сухого тертя ковзання

№ з/п	Структура покриття	Твердість, HRC	Ваговий знос, г			
			Шлях тертя, м			
			439	878	1317	1756
1	Мартенсит 90% + Аустеніт 10%	54	0,0005	0,0009	0,0011	0,0013
2	Мартенсит 80% + Аустеніт 20%	54	0,0003	0,0007	0,0009	0,0011
3	Аустеніт 60% + Мартенсит 40%	48	0,0004	0,0008	0,0012	0,0014
4	Аустеніт 60% + Мартенсит 30% + Ледебурит 10%	44	0,0006	0,0010	0,0012	0,0014
5	Аустеніт 20% + Мартенсит 10% + Ледебурит 70%	51	0,0004	0,0009	0,0013	0,0015
6	Ледебурит 100%	60	0,0008	0,0014	0,0018	0,0021

Як видно з рисунка 2, вагове зношування високовуглецевих покриттів на шляху тертя 1756 метрів за середнім значенням змінюється в межах 0,0011-0,0021 г. Характер зношування є лінійним, що притаманно композиційним матеріалам (рис. 2).

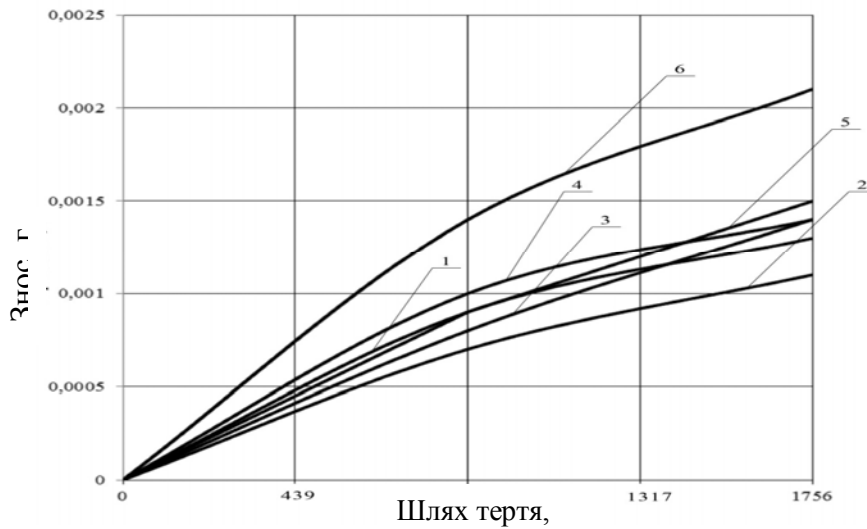


Рис. 2. Кінетика зношування високовуглецевих покриттів з структурним складом:
1) Мартенсит 90% +Аустеніт 10%; 2) Мартенсит 80% +Аустеніт 20%; 3) Аустеніт 60% +
Мартенсит 40%; 4) Аустеніт 60% + Мартенсит 30% + Ледебурит 10%; 5)Аустеніт 20% +
Мартенсит 10% + Ледебурит 70%;6) Ледебурит 100% в умовах сухого тертя

Інтенсивність зношування високовуглецевих поверхонь на шляху тертя 1,8 кілометрів показана в таблиці 2.

Таблиця 2. Інтенсивність зношування високовуглецевих покриттів з різною структурою при сухому терті

Інтенсивність зношування, $I_{л} \cdot 10^{-8}$ (шлях тертя 1,8 км)					
Мартенсит 90% Аустеніт 10%	Мартенсит 80% Аустеніт 20%	Аустеніт 60% Мартенсит 40%	Аустеніт 60% Мартенсит 30% Ледебурит 10%	Аустеніт 20% Мартенсит 10% Ледебурит 70%;	Ледебурит 100%
1,9	1,6	2	2	2,2	3,1

На рисунку 3 показана зносостійкість високовуглецевих покриттів з різними структурами в умовах сухого тертя (шлях тертя 1,8 км).

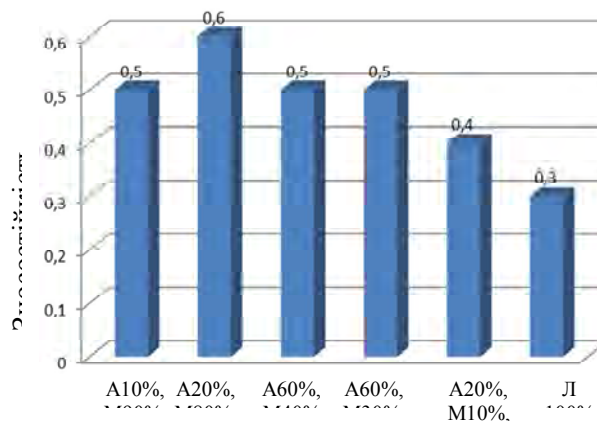


Рис. 3. Зносостійкість високовуглецевого покриття з різними структурами в умовах сухого тертя

Поверхня зони тертя високовуглецевого покриття, яке складається з ледебуриду показана на рисунку 4 а,б. Топографія поверхні (рисунок 4 б) показує наявність на поверхні тертя, при шляху 1,8 км, наявність таких компонентів: основна поверхня (70%), зберегла якість, досягнуту після механічної обробки наплавленого прокриття. Деякі ділянки мають сліди зношування у вигляді подряпин.

По полю знімка топографії поверхні більш менш рівномірно розподілені тверді включення, які з'явилися внаслідок зношування покриття, та застрягли в м'якій матриці покриття. В основному це карбіди (цементит, легований цементит тощо).

Взаємне розтошування крупних карбідів відносно подряпин свідчить про те що вони приймали участь у їх формуванні.

На рисунку 4 а показана мікрофотографія поверхні тертя. На мікрофотографії видимі темні ділянки, окремі подряпини та білі ділянки. Мікроентгеноспектральний аналіз показав такі результати. На ділянці 1 вона покрита вторинними структурами, які складаються з складних оксидів Si, Cr, Mn та Fe, концентрація яких 0,55% O, 0,72% Si, 0,71% Cr, 1,03% Mn, 97,0% Fe. На ділянці 2 поверхня тертя також покрита вторинними структурами, які складаються з тих самих елементів, концентрація яких 5,6% O, 0,94% Si, 0,7% Cr, 0,85% Mn, 92,0% Fe. На ділянці 3 поверхня тертя характеризується наявністю виривів та сколів продуктів зношування. Хімічний склад ділянки 3 складається з 9,7% O, 1,96% Si, 1,4% Cr, 1,03% Mn, 85,3% Fe.

Наявність ледебуриду веде до його викришування. Площа та кількість оксидних структур зменшується, при цьому збільшується пошкодженість за механізмом царапання.

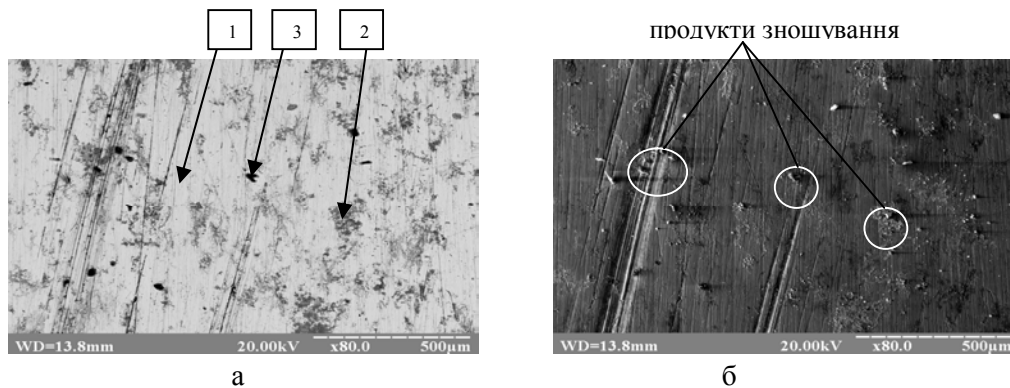


Рис. 4. Поверхня тертя високовуглецевого покриття з ледебуритною структурою після випробувань для сухого тертя: а – мікроструктура; б – топографія

Поверхня зони тертя високовуглецевого покриття, яке складається з Мартенситу 80% + Аустеніту 20% показана на рисунку 5 а,б. Топографія поверхні (рис. 5 б) показує наявність на поверхні тертя, при шляху 1,8 км, таких компонентів: основна поверхня (40%), зберегла якість, досягнуту після механічної обробки наплавленого прокриття.

На рисунку 5 а показана мікрофотографія поверхні тертя. На мікрофотографії видимі темні ділянки та білі ділянки.

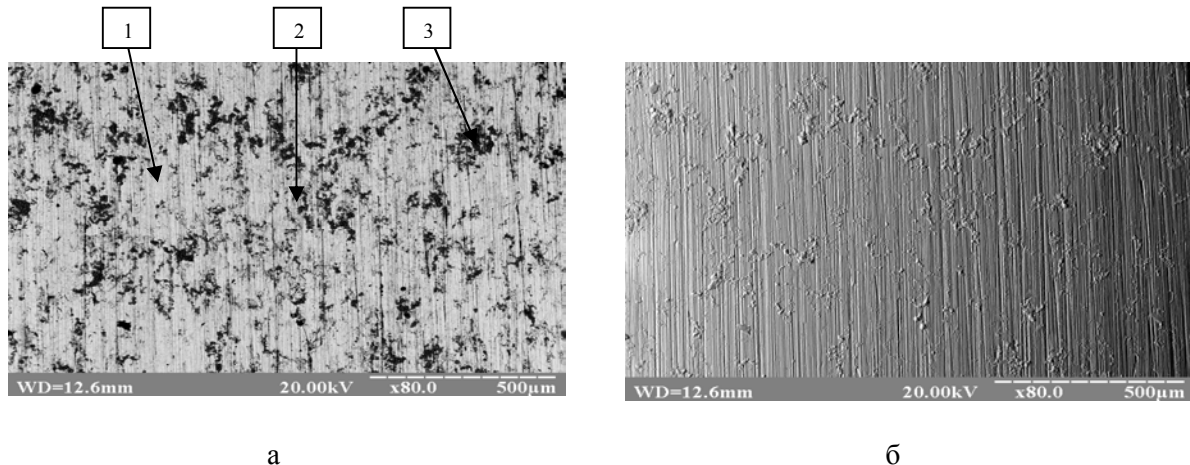


Рис. 5. Поверхня тертя високовуглецевого покриття з мартенситно-аустенітною структурою після випробувань для сухого тертя: а – мікроструктура; б – топографія

Мікрорентгеноспектральний аналіз показав такі результати. На ділянці 1 вона покрита вторинними структурами, які складаються з складних оксидів Si, Cr, Mn та Fe, концентрація яких 0,95% O, 0,73% Si, 0,76% Cr, 0,9% Mn, 96,7% Fe. На ділянці 2 поверхня тертя також покрита вторинними структурами, які складаються з тих самих елементів, концентрація яких 8,8% O, 0,66% Si, 0,42% Cr, 0,78% Mn, 89,4% Fe. На ділянці 3 поверхня тертя характеризується наявністю продуктів зношування. Хімічний склад ділянки 3 складається з 14,5% O, 1,06% Si, 0,3% Cr, 0,78% Mn, 82,7% Fe.

Відсутність ледебуриду веде до того, що на поверхні збільшується кількість вторинних структур у вигляді оксидів у 1,5 рази (їх концентрація). При цьому площа ділянок з оксидами збільшилась до 60%. Подряпин не спостерігається.

Висновки

1. В умовах сухого тертя метастабільний аустеніт, за рахунок поглинання частини енергії, що виділяється, перетворюється в мартенсит.

2. В умовах сухого тертя в наплавлених високовуглецевих покриттях з ледебуритною структурою спостерігається найбільша інтенсивність зношування ($3,1 \cdot 10^{-8}$). Найменша інтенсивність зношування забезпечена в покриттях з мартенситно – аустенітною структурою ($1,6 \dots 2 \cdot 10^{-8}$).

3. Високовуглецеві покриття з структурою, яка має залишковий аустеніт (близько 60%), показують вищу зносостійкість у порівнянні з ледебуритними покриттями.

4. Для роботи в парах тертя «високовуглецеве покриття – сталь» необхідно отримувати структури, у яких відсутні структурно-вільні карбіди.

1. Лобурак В. Я. Вплив структури поверхні тертя на зносостійкість матеріалу / В. Я. Лобурак, І. Й. Перкатюк // Фізика і хімія твердого тіла. – 2012. – № 3. – С. 778–780.
2. Любарский И. М. Металлофизика трения / И. М. Любарский, Л. С. Палатник, М., "Металлургия" – 1976. – 175 с.
3. Лившиц Д. С. Основы легирования наплавленного металла / Д. С. Лившиц, Н. А. Гринберг, Э. Г. Куркумели, М., "Машиностроение", 1969. – С. 1–68.
4. Попов С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні / С. М. Попов, Д. А. Антонюк, В. В. Нетребко – Запоріжжя: ЗНУ, ВАТ «Мотор Січ», 2010. – 368 с.
5. Сорокин В. М. Основы триботехники и упрочнения поверхностей деталей машин / В. М. Сорокин, А. С. Курников – Н.: Новгород: ВГАВТ, 2006. – 296 с.
6. Савуляк В. І. Вплив швидкості наплавлення на зносостійкість високовуглецевих шарів, нанесених методом електродугового наплавлення з використанням вуглецевих волокнистих матеріалів / В. І. Савуляк, В. Й. Шенфельд, О. Б. Янченко // «Наукові нотатки» міжвузівський збірник (за галузями знань «машинобудування та металообробка», «інженерна механіка», «металургія та матеріалознавство») / випуск 41 частина 1 – Луцьк, 2013. – С. 224–229.

Стаття прийнята до редакції 20.04.2015.

Г.Т. Сулим¹, О. П. Ясній², Я. М. Пастернак³

¹ Львівський національний університет імені Івана Франка, Львів, Україна

² Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя, Тернопіль, Україна

³ Луцький національний технічний університет, Луцьк, Україна

РІСТ ВТОМНИХ ТРІЩИН В АНІЗОТРОПНИХ ПЛАСТИНКАХ ЗА ТЕПЛОВОГО НАВАНТАЖУВАННЯ

У роботі на основі застосування граничноелементного методу функцій стрибка розроблено числовий алгоритм вивчення траєкторій квазістатичного розвитку втомних тріщин в анізотропних пластинчастих елементах конструкцій та оцінювання відповідних коефіцієнтів інтенсивності напружень у їхніх вершинах. Завдяки використанню інтегральних рівнянь, розв'язування задачі на кожному кроці обчислення напрямку підростання і приросту довжини тріщини зводиться до виключно граничноелементного розбиття межі області, що дає істотні переваги порівняно з існуючими підходами, що враховують термопружні впливи за допомогою інтегралів по області із необхідністю відповідної об'ємної дискретизації. Таким чином підростання тріщини моделюється додаванням нових граничних елементів у вершинах без необхідності перерахунку скінченноелементної сітки, яка у даному алгоритмі не потрібна. Напрямок поширення тріщин в анізотропному матеріалі визначається на підставі критерію густини енергії деформації Сі. Здійснено аналіз числових прикладів, виявлено характерні ефекти термопружного підростання втомних тріщин.

Ключові слова: термопружний, анізотропний, тріщина, втома, теплове навантаження.

Г. Т. Сулим, О. П. Ясній, Я. М. Пастернак

РОСТ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В АНИЗОТРОПНЫХ ПЛАСТИНКАХ ПРИ ТЕПЛОМ НАГРУЖЕНИИ

В работе на основании применения граничноэлементного метода функций скачка разработан численный алгоритм исследования траекторий квазистатического развития усталостных трещин в анизотропных пластинчатых элементах конструкций и определения соответствующих коэффициентов интенсивности напряжений в их вершинах. Благодаря использованным интегральным уравнениям, решение задачи на каждом шаге вычисления направления подрастания и прироста длины трещины сводится к исключительно граничноэлементному разбиению границы области, что дает существенные преимущества по сравнению с существующими подходами, которые учитывают эффекты термоупругости с помощью интегралов по области с необходимостью соответствующей объемной дискретизации. Таким образом, подрастание трещины моделируется добавлением новых граничных элементов в вершинах без необходимости пересчета конечноэлементной сетки, которая в данном алгоритме не требуется. Направление распространения трещин в анизотропном материале определяется на основании критерия плотности энергии деформации Си. Осуществлен анализ численных примеров, выяснены характерные эффекты термоупругого подрастания усталостных трещин.

Ключевые слова: термоупругий, анизотропный, трещина, усталость, тепловое нагружение.

Н. Т. Sulym, О. Р. Yasniy, Ya. M. Pasternak

FATIGUE CRACK GROWTH IN ANISOTROPIC PLATES UNDER THERMAL LOADING

The paper utilizes the discontinuity function boundary element method for development of a numerical approach for determination of quasi-static fatigue crack paths in anisotropic plate-like structural elements and corresponding stress intensity factors at their tips. Due to the integral equations used, the solution of the problem at each step of determination of the crack growth direction and length is reduced to the boundary element mesh only, which is advantageous comparing to existing approaches that account for the thermoelastic effects with domain integrals, which demand volume mesh. Thus, the crack growth is modeled by adding two new boundary elements at its tips without the necessity of remeshing the finite element mesh, which is unnecessary in the proposed algorithm. The direction of the crack growth in the anisotropic material is determined based on the Sih's strain energy density criterion. The numerical analysis is performed, and the peculiarities of the thermoelastic fatigue crack growth are discussed.

Keywords: thermoelastic, anisotropic, crack, fatigue, thermal loading.

Вступ. Як зазначено в монографії [1], вивчення законів квазістатичного розвитку тріщин та обчислення коефіцієнтів інтенсивності напружень уздовж відповідних траєкторій є вихідним етапом при розрахунку на міцність та довговічність елементів конструкцій, на які діють циклічні навантаження. У [1] також здійснено значну кількість числових досліджень втомного росту тріщин в ізотропних пластинчастих тілах за дії силового навантаження. У роботах [2, 3] вивчено критерії вибору напрямку та траєкторії підростання втомних тріщин в анізотропних пластинчастих елементах конструкцій за механічного навантаження. Аналізу ж дії теплового циклічного

навантаження приділено значно менше уваги дослідників. Зокрема, дуже часто термopружну задачу зводять до суто пружної, заступаючи теплове навантаження еквівалентним йому силовим [4]. Проте такі підходи мають істотні обмеження внаслідок того, що у випадку тіл складної форми із неоднорідними тепловими та різноманітними механічними крайовими умовами на межі досить важко підібрати еквівалентне силове навантаження, яке загалом, необхідно враховувати через розподілені по об'єму тіла фіктивні теплові зусилля.

Окремою особливістю моделювання підростання тріщин за допомогою числових методів є необхідність переозначення геометрії дефекту на кожному кроці циклу навантажування. Тому для розв'язування таких задач, як правило, використовують напіваналітичні підходи, зокрема, розширений метод скінченних елементів (XFEM) [5] чи метод граничних елементів (МГЕ). Останній має значні переваги, оскільки не потребує розбиття області сіткою скінченних елементів, а вимагає лише граничноелементної дискретизації її межі та осьової лінії тріщини.

Проте при вивченні впливу теплового розширення на напружений стан тіл за допомогою МГЕ у числовій схемі слід обчислювати додатковий об'ємний інтеграл, що часто нівелює великою мірою переваги методу. У випадку ізотропного тіла цей об'ємний інтеграл можна перетворити до граничного. Такий спосіб використано у роботах [6, 7] при дослідженні термopружної рівноваги ізотропних тіл із тріщинами. Однак, у випадку анізотропних тіл зведення об'ємного інтегралу до поверхневого стає досить громіздким завданням. У роботі [8] для випадку неоднорідних ортотропних площин, півплощин та смуг задача термopружності зведена до інтегрального рівняння Вольтерра. Для розв'язування задачі у випадку області довільної геометрії було запропоновано низку підходів. Скажімо, у роботі [9] розроблено «particular integral approach», який передбачає розбиття зайнятої тілом області на комірки, у кожній з яких температура апроксимується поліномом. У праці [10] запропоновано алгоритм перетворення об'ємного інтегралу до контурного. Цей підхід успішно використано при аналізі термонапруженого стану анізотропних тіл із тріщинами у роботі [11]. Однак, деякі з контурних інтегралів слід обчислювати у певним чином відображеній області, а це ускладнює алгоритм МГЕ. І лише нещодавно у роботі [12] вдалося побудувати суто граничні інтегральні рівняння плоских крайових задач стаціонарних теплопровідності та термopружності анізотропних тіл із тріщинами та відповідну схему методу граничних елементів для їхнього розв'язування.

Тому у даній роботі результати попередніх досліджень [12] застосовано до задачі вивчення квазістатичних траєкторій підростання втомних тріщин в анізотропних пластинчастих елементах конструкцій.

Формулювання задачі та загальна схема розв'язування. Розглянемо двовимірну задачу стаціонарної термopружності лінійно анізотропного тіла для пошкодженої тріщиною пластинки скінченних розмірів із теплоізолюваними бічними поверхнями. На межі пластинки та поверхнях тріщини задані певні квазістаціонарні теплові та механічні крайові умови, що визначаються конкретними умовами її експлуатації.

Відповідно до [12] сформульована двовимірною задачею термopружності зводиться до розв'язування таких систем дуальних інтегральних рівнянь теплопровідності

$$\begin{aligned} \frac{1}{2} \Sigma \theta(\mathbf{y}) &= \int_{\Gamma} \Theta^*(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma h_n(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} H^*(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta \theta(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}), \\ \frac{1}{2} \Delta h_n(\mathbf{y}) &= n_i^+(\mathbf{y}) \left[\int_{\Gamma} \Theta_i^{**}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma h_n(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} H_i^{**}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta \theta(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) \right] \end{aligned} \quad (1)$$

та термopружності

$$\begin{aligned} \frac{1}{2} \Sigma u_i(\mathbf{y}) &= \int_{\Gamma} U_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma t_j(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} T_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta u_j(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \\ &+ \int_{\Gamma} R_i(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta \theta(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \int_{\Gamma} V_i(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma h_n(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}), \\ \frac{1}{2} \Delta t_i(\mathbf{y}) &= n_j^+(\mathbf{y}) \left[\int_{\Gamma} D_{ijk}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma t_k(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} S_{ijk}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta u_k(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \right. \\ &\left. + \int_{\Gamma} Q_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta \theta(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \int_{\Gamma} W_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma h_n(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) \right], \end{aligned} \quad (2)$$

де \mathbf{x}, \mathbf{y} – точки інтегрування та колокації, відповідно; $\Sigma(\square) = (\square)^+ + (\square)^-$, $\Delta(\square) = (\square)^+ - (\square)^-$; h_i – компоненти вектора густини теплового потоку; u_i – компоненти вектора переміщень; θ – зміна

температури порівняно з відліковою; $t_i = \sigma_{ij} n_j$ – компоненти вектора напружень; $\Sigma h_n = h_i^+ n_i^+ + h_i^- n_i^-$; n_j^\pm – компоненти вектора нормалей \mathbf{n}^\pm до поверхонь Γ^\pm ; $\mathbf{n} \equiv \mathbf{n}^+ = -\mathbf{n}^-$; $d\Gamma$ – дійсний диференціал дуг $\Gamma = \bigcup_j \Gamma_j$, що моделюють розрізи (тріщини) та межу тіла. Усі ядра інтегральних співвідношень (1), (2) означені у замкнутій формі у праці [12].

Потрібно наголосити, що сингулярні інтеграли слід обчислювати в сенсі головного значення, а гіперсингулярні – в сенсі скінченної частини Адамара. Якщо серед контурів Γ_j є замкнуті, то для них слід вважати [12], що $\theta^+ = \theta$, $\theta^- \equiv 0$, $h_n^+ = h_n$, $h_n^- \equiv 0$ тощо, тобто у формулах (1) та (2) на замкнутих контурах необхідно зважати на рівності $\Delta\theta = \Sigma\theta = \theta$, $\Sigma h_n = \Delta h_n = h_n$, $\Sigma t_j = \Delta t_j = t_j$, $\Delta u_j = \Sigma u_j = u_j$, $\Delta\theta = \theta$, $\Sigma h_n = h_n$.

Разом із заданими крайовими умовами інтегральні рівняння (1), (2) дають можливість обчислити функції стрибків температури $\Delta\theta$ та переміщень Δu_i на тріщині, а відтак на основі [12] обчислити коефіцієнти інтенсивності теплових потоків та напружень у їхніх вершинах:

$$K_{hI} = - \lim_{s \rightarrow 0} \sqrt{\frac{\pi}{8s}} k_t \Delta\theta(s), \quad \mathbf{k}^{(1)} = \lim_{s \rightarrow 0} \sqrt{\frac{\pi}{8s}} \mathbf{L} \cdot \Delta \mathbf{u}(s) \quad (3)$$

де K_{hI} – коефіцієнт інтенсивності теплового потоку; $\mathbf{k}^{(1)} = [K_{II}, K_{I}]^T$ – вектор коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН); \mathbf{L} – дійсний тензор Barnett–Lothe [12], що залежить від пружних властивостей матеріалу та обчислюється в локальній системі координат у вершині тріщини.

Оскільки розглядається задача незв'язаної термопружності, то рівняння (1) можна розв'язувати незалежно від (2). Для побудови МГЕ-моделі задачі, криві Γ апроксимуємо за допомогою n прямолінійних відрізків – граничних елементів Γ_q . На кожному елементі виберемо по 3 вузлові точки: одну в центрі, а дві інші – на відстані $1/3$ довжини елемента по обидва боки від центральної (розривний тривузловий граничний елемент). Крайові функції h_n , θ , t_j та u_j апроксимуємо на елементі за їхніми вузловими значеннями:

$$[h_n, \theta, t_j, u_j](\xi) \approx \sum_{p=1}^3 [h_n^{q,p}, \theta^{q,p}, t_j^{q,p}, u_j^{q,p}] \phi_p(\xi). \quad (4)$$

Тут ξ – параметр розташування точки на елементі, означений на проміжку $-1 \leq \xi \leq 1$ так: $d\Gamma_q = J_q d\xi$, де J_q – модуль якобіана заміни змінних на елементі Γ_q .

У цей спосіб система сингулярних інтегральних рівнянь (1), (2) зводиться до системи лінійних алгебричних рівнянь стосовно шуканих вузлових значень $h_n^{q,p}$, $\theta^{q,p}$, $t_j^{q,p}$ та $u_j^{q,p}$ крайових функцій h_n , θ , t_j та u_j . При цьому, якщо точка колокації потрапляє на замкнутий контур, то оскільки вважається, що на ньому $\theta^- = h_n^- = u_j^- = t_j^- = 0$, слід використовувати лише перші з рівнянь (1) (на температуру) та (2) (на переміщення). Якщо точка колокації потрапляє на розімкнутий контур, то для визначення не заданих крайовими умовами функцій h_n або θ , t_j або u_j на обох берегах Γ_q^+ та Γ_q^- граничного елемента Γ_q слід використовувати усі рівняння (1) і (2).

Базові функції (функції форми) $\phi_p(\xi)$ для (4) у випадку граничних елементів, що не лежать на кінцях розімкнутих дуг задаються поліномами Лагранжа. У вершині тріщини напруження та теплові потоки мають кореневу особливість. Тому для підвищення точності методу та зручності обчислення коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) базові функції для розривів переміщень Δu_j виберемо згідно [12] у формі

$$\phi_p^{\Delta u} = \Phi_{p1}^{\Delta u} \sqrt{\rho} + \Phi_{p2}^{\Delta u} \rho + \Phi_{p3}^{\Delta u} \rho^{3/2} \quad (p=1, 2, 3), \quad (5)$$

де $\rho = 1 \pm \xi$; $\Phi_{pj}^{\Delta u}$ – матриця сталих, що визначаються з рівнянь $\phi_p(\xi_p) = 1$, $\phi_p(\xi_{j \neq p}) = 0$, де ξ_p – координати вузлових точок на граничному елементі.

Для теплоізольованих тріщин функції форми для стрибків температури також вибираються у вигляді (5). Якщо на берегах тріщини задано температуру, то функції форми для розривів Σh_n теплового потоку на тріщині запишемо у вигляді [12]

$$\Phi_p^{\Sigma h} = \Phi_{p1}^{\Sigma h} \rho^{-1/2} + \Phi_{p2}^{\Sigma h} + \Phi_{p3}^{\Sigma h} \sqrt{\rho} \quad (p=1,2,3). \quad (6)$$

Числові методи інтегрування сингулярних та гіперсингулярних інтегралів, а також поліноміальні відображення для згладжування підінтегральних виразів із базовими функціями (5), (6) подано у роботі [12].

МГЕ-розв'язок задачі стосовно функцій стрибків і відповідних значень КІН виконується для кожного умовного циклу навантажування. Далі для визначення напрямку підростання тріщини застосовується енергетичний критерій Дж. Сі [13], який вважає, що руйнування зароджується в тілі біля вершин тонкого дефекту при полярному куті θ_* , за якого коефіцієнт S густини енергії деформації набуває мінімального значення (потенціальна енергія протилежна за знаком до силової функції, тому максимум силової функції відповідає мінімуму потенціальної енергії)

$$\left. \frac{\partial S}{\partial \theta} \right|_{\theta=\theta_*} = 0, \quad \left. \frac{\partial^2 S}{\partial \theta^2} \right|_{\theta=\theta_*} > 0. \quad (7)$$

Причому коефіцієнт S густини енергії деформації є функцією лише полярного кута та КІН: $S = S(\theta, K_I, K_{II})$.

Далі на основі формули Періса [14] обчислюється довжина ділянки підростання тріщини у кожній із вершин. За знайденими значеннями кута поширення та відповідної довжини здійснюється зміна геометрії задачі для нового кроку моделювання циклічного навантажування. Для цього необхідно лише у кожній із вершин додати по одному новому граничному елементі. Для забезпечення стійкості цієї схеми, крок за кількістю циклів вибирався з огляду на те, щоб нові граничні елементи мали приблизно однаковий розмір із вже існуючими (фізично цей розмір визначається характерним розміром зерна, волокон композиту, міжфазною відстанню тощо). Тобто, фактично при розв'язуванні задачі формула Періса використовується оберненим чином в сенсі її числового інтегрування зі сталим кроком за приростом довжини тріщини, а не за кількістю циклів навантажування. Отже, остання величина визначається як функція довжини тріщини чи коефіцієнта інтенсивності напружень. Тобто, фактично застосовується обернена до формули Періса залежність, що звісно, не накладає жодних обмежень на використання алгоритму при вивченні траєкторій квазістатичного втомного підростання тріщин в анізотропних термопружних пластинчатих елементах конструкцій за комбінованого термосилового навантажування.

Числовий приклад. Розглянемо виготовлену з анізотропного склопластику квадратну пластину зі стороною $2W$, що містить центральну тріщину завдовжки $2a$, нахилена під кутом γ до осі абсцис (рис. 1). Властивості матеріалу пластинки є такими [11]: $E_{11} = 55$ ГПа, $E_{22} = 21$ ГПа, $\nu_{12} = 0,25$, $G_{12} = 9,7$ ГПа, $\alpha_{11} = 6,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_{22} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, $k_{11}/k_{22} = 3,46/0,35$. Вертикальні бічні поверхні пластинки є теплоізольованими та вільними від навантажень, а горизонтальні підтримуються (в сенсі циклічного навантажування) при різних сталих температурах (змішані теплові та механічні крайові умови). Крім того, горизонтальні поверхні не можуть переміщуватися уздовж вертикального напрямку.

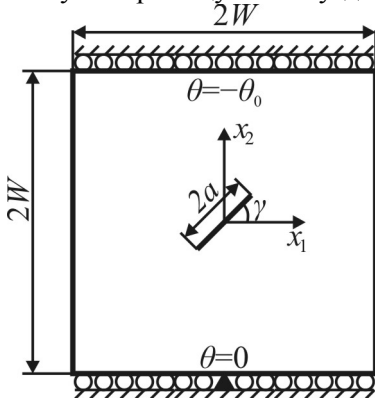


Рис. 1. Схема задачі

Вивчимо траєкторію підростання тріщини та КІН у випадку, коли $\gamma = 45^\circ$, $a = 0,2W$, $\theta_0 = 10$ К. Коефіцієнт нормування КІН дорівнює $K_0 = E_{22} \alpha_{22} \theta_0 \sqrt{\pi a}$, де a – початкова півдовжина тріщини. Вважається, що тріщина на кожному кроці обчислень підростає на сталу величину $\Delta a = 0,1a$. При цьому кількість циклів, за яку цей приріст здійснено можна обчислювати за формулою Періса (чи NASGRO) за властивостями даного матеріалу та обчисленими значеннями КІН. Для розбиття межі квадрата використано 80 тривузлових граничних елементів, і 10 граничних елементів використано для дискретизації початкової поверхні тріщини. Розраховану траєкторію поширення термовтомної тріщини зображено на рис. 2 ліворуч, а обчислені

значення КІН у лівій та правій її вершинах для кожного кроку підростання подано на рис. 2 праворуч.

Із рис. 2 видно, що траєкторія підростання тріщини не є стійкою. Вона тричі змінює напрям свого руху в обох вершинах, що не простежується за суто силового навантаження пластинки однорідним полем напружень. Причому зміна напрямку поширення відбувається послідовно в обох вершинах із деяким зміщенням по кроках ітерації. При цьому різко змінюються КІН зсувної моди. Стосовно обчислених значень КІН, то простежується деяка їхня асиметрія в двох вершинах. Це пов'язано з тим, що кінчики тріщини розташовані в областях із різними температурами. Такий вплив особливо помітний на КІН зсувної моди. КІН моди нормального відриву спочатку зростають, а потім дещо навіть зменшуються за модулем до досягнення другого зламу траєкторії. Із подальшим наближенням тріщини до межі тіла ці КІН знову зростають. КІН зсувної моди у лівій і правій вершинах тріщини починають істотно різнитися із наближенням її траєкторії до точок зламу, внаслідок неоднорідності розподілу температур в тілі. Оскільки КІН моди нормального відриву є близькими в обох вершинах, то обраний алгоритм моделювання підростання сталими ділянками, однаковими в обох вершинах, є згідно формули Періса [14] цілком прийнятним.

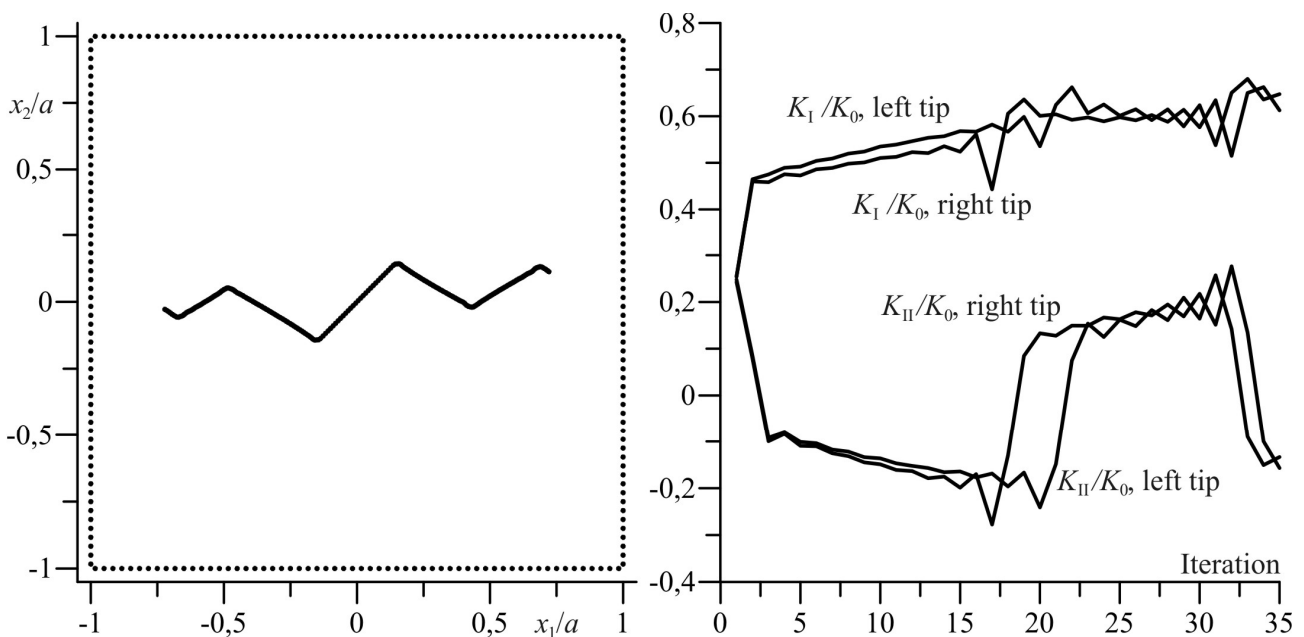


Рис. 2. Траєкторія поширення втомної тріщини (ліворуч) та КІН у її вершинах на кожному кроці підростання (праворуч)

Висновки. На основі застосування раніше розроблених інтегральних рівнянь термопружності анізотропних тіл розроблено ефективну числову реалізацію методу граничних елементів для дослідження траєкторій термовтомного підростання тріщин в пластинчастих елементах конструкцій. З'ясовано, що методи заміни теплового навантаження еквівалентним силовим, унаслідок його істотно неоднорідного і наперед невідомого розподілу в тілі з тріщиною, є вкрай грубим наближенням при вивченні задач термовтоми, а особливо квазістатичних траєкторій поширення тріщин. На основі аналізу числових прикладів продемонстровано, що траєкторія підростання тріщини за теплового циклічного навантажування може бути нестійкою, різко змінювати напрям свого руху, що свідчить про проблематичність її прогнозування за допомогою існуючих інженерних підходів при аналізі конкретних технічних завдань.

1. Саврук М. П. Численный анализ в плоских задачах теории трещин / М. П. Саврук, П. Н. Осив, И. В. Прокопчук. – К.: Наук. думка, 1989. – 248 с.
2. Божидарнік В. В. Визначення напрямків росту тріщин у композитних пластинках із тріщинами / В.В. Божидарнік, К. Я. Бортник, О. В. Максимович // Наукові нотатки. – 2012. – Вип. 37. – С. 38–44.
3. Божидарнік В. В. Дослідження процесу розвитку втомних крайових та внутрішніх тріщин у пластинках складної форми / Божидарнік В. В., Максимович О. В. // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2009. – С. 235–240.

4. Kamaya M. A study on the evolution of crack networks under thermal fatigue loading / M. Kamaya, S. Taheri // Nuclear Engineering and Design. – 2008. – Vol. 238, № 9. – P. 2147–2154.
5. Bhattacharya S. Mixed-mode fatigue crack growth analysis of functionally graded materials by XFEM / S. Bhattacharya, I. V. Singh, B. K. Mishra // International Journal of Fracture. – 2013. – Vol. 183, No. 1. – P. 81–97.
6. Prasad N. N. V. The dual boundary element method for thermoelastic crack problems / N. N. V. Prasad, M.H. Aliabadi, D.P. Rooke // Int. J. Fract. – 1994. – 66. – P. 255–272.
7. Mukherjee Y. X. Thermoelastic fracture mechanics with regularized hypersingular boundary integral equations / Y. X. Mukherjee, K. Shah, S. Mukherjee // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 1999. – 23. – P. 89–96.
8. Tokovyy Y. An explicit-form solution to the plane elasticity and thermoelasticity problems for anisotropic and inhomogeneous solids / Y. Tokovyy, C.-C. Ma // International Journal of Solids and Structures. – 2009. – 46, № 21. – P. 3850–3859.
9. Deb A. BEM for general anisotropic 2D elasticity using particular integrals / A. Deb, P.K. Banerjee // Commun. Appl. Num. Meth. – 1990. – 6. – P. 111–119.
10. Shiah Y. C. Exact boundary integral transformation of the thermoelastic domain integral in BEM for general 2D anisotropic elasticity / Y. C. Shiah, C.L. Tan // Computational Mechanics. – 1999. – 23. – P. 87–96.
11. Shiah Y. C. Fracture mechanics analysis in 2-D anisotropic thermoelasticity using BEM / Y.C. Shiah, C.L. Tan // CMES. – 2000. – Vol. 1, No. 3. – P. 91–99.
12. Pasternak Ia. Boundary integral equations and the boundary element method for fracture mechanics analysis in 2D anisotropic thermoelasticity / Ia. Pasternak // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 2012. – 36, No. 12. – P. 1931–1941.
13. Sih G. C. Mechanics of fracture initiation and propagation: surface and volume energy density applied as failure criterion / G. C. Sih. – The Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 1991 – 410 p.
14. Paris P. A critical analysis of crack propagation laws / P. Paris, F. Erdogan // Journal Basic Engineering. – 1963. – P. 528–534.

Стаття прийнята до редакції 12.03.2015.

А. И. Троцан, А. И. Иценко, В. В. Каверинский

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ ПОРОШКОМ АЛЮМИНИДА ТИТАНА

Экспериментально подтверждена эффективность модифицирования малогабаритных быстро охлаждаемых отливок из доэвтектического силумина дисперсным порошком алюминида титана (TiAl). Достигнуто уменьшение средней площади сечений макрозерна на плоскости шлифа в 4,8 - 5,2 раза. Средний линейный размер зерна в микроструктуре при этом уменьшается на 21,4 %. Установлено существенное улучшение морфологии алюминиево-кремниевой эвтектики. Измельчение структуры металла сопровождается заметным повышением средних значений его твердости: от 66,7 HV до 80,5 HV. Полученные результаты указывают на возможность в значительной мере повысить качество литых изделий из силумина.

Ключевые слова: модифицирование, силумин, алюминид титана, литье, макроструктура, микроструктура.

Табл. 2. Рис. 5. Лит. 6.

А. І. Троцан, А. І. Іценко, В. В. Каверинський

МОДИФІКУВАННЯ ДООВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ ПОРОШКОМ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ

Експериментально підтверджена ефективність модифікування малогабаритних швидко охолоджуваних відливок з доевтектичних силумінів дисперсним порошком алюмініду титану (TiAl). Досягнуто зменшення середньої площі перетинів макрозерна на площині шлифа в 4,8 - 5,2 рази. Середній лінійний розмір зерна в микроструктурі при цьому зменшується на 21,4%. Встановлено суттєве покращення морфології алюмінієво-кремнієвої евтектики. Подрібнення структури металу супроводжується помітним підвищенням середніх значень його твердості: від 66,7 HV до 80,5 HV. Отримані результати вказують на можливість значною мірою підвищити якість литих виробів з силуміну.

Ключові слова: модифікування, силумін, алюмінідів титану, лиття, макроструктура, микроструктура.

A. I. Trotsan, A. I. Itsenko, V. V. Kaverinsky

MODIFICATION OF HYPOEUTECTIC SILUMINS BY TITANIUM ALUMINIDE POWDER

An efficiency of modification of small swiftly cooled castings from hypoeutectic silumin using disperse titanium aluminide (TiAl) powders was experimentally confirmed. Decrease by 4.8 - 5.2 times of the average area of cross sections of macrograins in the plane of the sample section was achieved. The average linear grain size in the microstructure is then decreased by 21.4%. Considerable improvement in the morphology of the aluminum-silicon eutectic has been found out. Refinement of metal structure accompanied by a significant increase in the average values of its hardness from 66,7 HV up to 80,5 HV. The obtained results allow us to greatly improve the quality of cast products from silumin.

Keywords: modification, silumin, titanium aluminide, casting, macrostructure, microstructure.

Постановка проблемы. В настоящее время применение силуминов в машиностроении резко увеличивается в связи с благоприятным сочетанием в них комплекса механических и функциональных свойств. Относительно хорошая свариваемость, высокие литейные характеристики, коррозионная стойкость, малый удельный вес обеспечивают широкое использование силуминов в авиа-, ракето- и автостроении. Наличие в структуре промышленных доэвтектических силуминов крупных дендритов α -Al, грубых пластинчатых кристаллов эвтектического кремния и хрупких интерметаллидных фаз обуславливает низкие прочностные и пластические свойства, не позволяет расширить их применение [1]. Так как литые изделия из силуминов не подлежат пластической деформации, для улучшения структуры силуминов необходимо применять методы физико-химического воздействия на структурообразование в процессе кристаллизации. Перспективным путем одновременного повышения пластических и прочностных свойств литого металла является измельчение структуры за счёт модифицирования [2].

Целью работы является исследование влияния модифицирования порошком TiAl на структуру и свойства отливок из доэвтектического силумина.

Методика выполнения работы и использованные материалы. В работе [2] нами был предложен способ модифицирования расплавов путём ввода дисперсных тугоплавких частиц, способных растворяться и становиться эффективными наноразмерными подложками к моменту начала кристаллизации основного металла. В работе [3] было показано, что эффективным модификатором для сплавов на основе алюминия является интерметаллическое соединение TiAl

(алюминид титана). Были определены оптимальные характеристики фракционного состава и расхода порошка. Так, для обработки расплава при изготовлении малогабаритных быстроохлаждаемых силуминовых отливок оптимальным является порошок, имеющий логнормальное распределение частиц по размерам, отвечающий параметрам $\mu = 0,8 - 1,0$ и $\sigma = 0,3 - 0,5$. Это порошки со средним размером частиц $2,3 - 3,1$ мкм и интервалом варьирования размеров от $0,5 - 1,0$ до $5,0 - 7,0$ мкм. В связи с этим, для проведения экспериментов использован порошок TiAl, фракционный состав которого отвечал параметрам $\mu = 0,90$ и $\sigma = 0,47$. Гистограмма распределения частиц порошка по размерам представлена на рисунке 1.

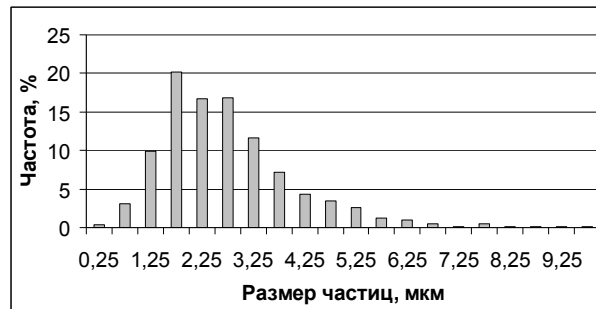


Рис. 1. Фракционный состав порошка TiAl

Температура обработки расплава составляла $720-730$ °С. Расход порошка – $0,3$ г/кг. Для ввода модификатора в расплав применялись закрытые цилиндрические алюминиевые капсулы диаметром $9,5$ и длиной $30-35$ мм (рис. 2).



Рис. 2. Общий вид капсул для ввода модификатора

Наполнитель капсулы помимо основного компонента – TiAl – дополнительно содержал $10 - 15$ % хлорида марганца $MnCl_2$ с целью первичного распределения порошка по объёму расплава за счёт образующихся при его нагревании газов. Хлорид марганца также был использован для предварительной рафинирующей обработки за счёт барботаж жидкого металла [4]. Добавки марганца не только повышают прочность и твердость металла, но и улучшают пластичности и формуемость [5]. Мелкие дисперсоиды Al_6Mn [6] стабилизируют рост зерна при отжиге. Марганец улучшает литейные свойства, снижает усадку при затвердевании [5]. Модификатор вводился в разливочный ковш перед заливкой в форму. Разливка выполнялась в чугунные кокили. Отливки имели цилиндрическую форму диаметром - 27 и высотой - 50 мм. Химический состав сплава приведен в таблице 1.

Таблица 1. Состав материала отливок (масс. %)

Si	Mn	Fe	Cu	Al
7,0	0,2	0,75	0,7 - 0,8	основа

На полученных опытных образцах изготавливались металлографические шлифы. Проводился анализ макро и микроструктуры. В качестве травителя использовался водный $15 - 17$ % раствор КОН подогретый до температуры $70 - 80$ °С. Макро и микроструктура изучалась на одних и тех же образцах. Для улучшения качества проявления структуры выполнялось 3-х кратное чередования полировки и травления.

Основные результаты исследования. На рисунке 2 приведены характерные фотографии макроструктур отливок из силумина АК7. Даны разрезы в поперечном направлении.

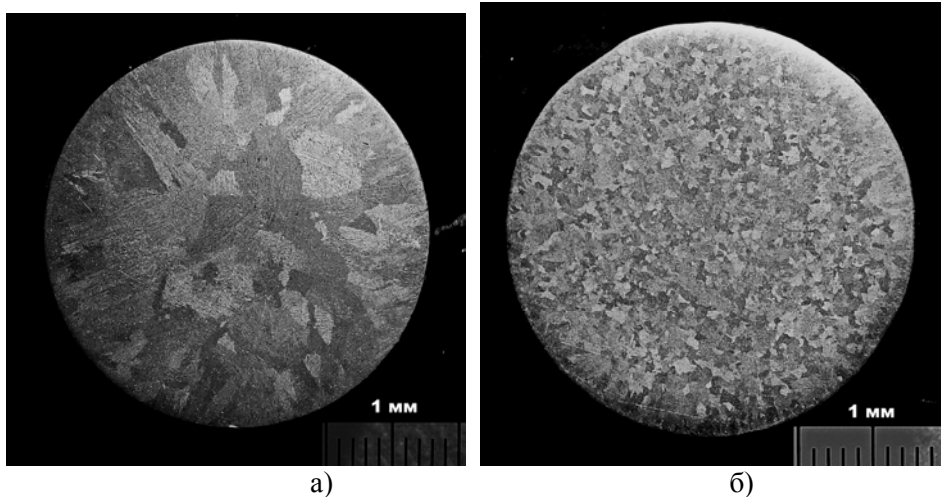


Рис. 2. Макроструктуры отливок из силумина АК7
а) немодифицированная; б) модифицированная

Из приведенных фотографий видно, что структура в немодифицированных отливках крупная, хотя выраженной столбчатости не наблюдается, за исключением отдельных, примыкающих к краю участков (рис. 2 а). Структура отливок, расплав для которых обрабатывался порошком TiAl, значительно мельче (рис. 2 б). Существенных различий в структуре на продольных и поперечных шлифах не обнаружено. Количественные характеристики определялись методом подсчета зёрен и непосредственным измерением их площадей с построением гистограмм частотного распределения. Результаты количественной металлографии приведены в таблице 2.

Таблица 2. Влияние модифицирования силумина АК7 порошком TiAl на характеристики макроструктуры отливок

Тип образца	Средняя площадь сечения зерна, мм ²	Интервал варьирования, мм ²
Без модифицирования	6,05	0,02 – 43,35
Ввод 0,3 г/кг TiAl	1,17	0,01 – 7,76

На рисунке 3 приведены гистограммы частотных распределений зёрен по площадям сечения на плоскости шлифа.

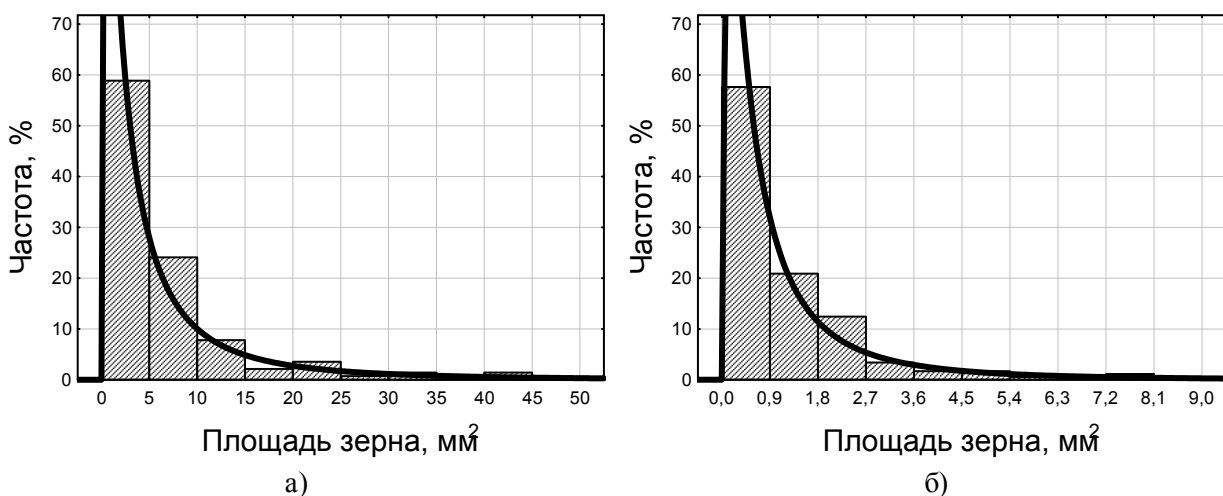


Рис. 3. Частотное распределение сечений зёрен по размерам (площадям) на плоскости шлифа:
а) без модифицирования; б) ввод 0,3 г/кг TiAl

Во всех рассмотренных случаях распределение зёрен по площадям сечения описывается логнормальным распределением. Параметры функции распределения (графики наложены на гистограммы) составляют: для немодифицированной отливки $\mu=1,11$; $\sigma=1,78$; для модифицированной 0,3 г/кг TiAl $\mu= - 0,45$; $\sigma=1,43$.

Интервалы варьирования размеров зёрен пересекаются, для обоснования статистической значимости наличия или отсутствия различия было проведено сравнение средних. Распределение во всех опытах является логнормальным. Известно, что если какая-то величина имеет логнормальное распределение, то значения её логарифма имеет нормальное распределения. Таким образом, в качестве критерия при сравнении средних по критерию Стьюдента нами были использованы средние значения натуральных логарифмов площадей сечения зёрен. Сравнение показало, что разница в среднем размере зёрен между немодифицированными и модифицированными отливками при степени надёжности 95 % является статистически значимой. Разница же между средними размерами зерна между отдельными однотипными отливками статистически незначима. Таким образом, можно сделать вывод, что ввод указанного порошкового модификатора в расплав силумина АК7 в количестве 0,3 г/кг при изготовлении малых отливок позволяет существенно измельчить структуру литого металла. А именно, средняя площадь сечения макрозерна на плоскости шлифа уменьшается примерно в 4,8 - 5,2 раза. Это соответствует измельчению средних линейных размеров зерна, при условном предположении их формы кубической, в 2,2 - 2,3 раза.

На рисунке 4 приведены фотографии микроструктур модифицированного и немодифицированного образцов силумина, полученные методом оптической микроскопии при увеличении $\times 50$. Фотографии алюминиево-кремниевой эвтектики, полученные при увеличении $\times 500$ методом электронной микроскопии, приведены на рисунке 5. Фотографии сделаны вблизи половины радиуса.

Из приведенных снимков видно, что как в модифицированном, так и немодифицированном металле не отмечается направленной пакетной столбчатости. Структура имеет дендритный характер. В немодифицированных отливках даже при небольших увеличениях (рис. 4) можно различить грубые игольчатые кристаллы кремния. Средний размер зерна измерялся методом случайных секущих на фотографиях соответствующих различным участкам отливки. Анализ микроструктуры показал, что хотя некоторая вытянутость кристаллитов имеет место, в немодифицированных образцах она составляет 37,9 мкм при интервале варьирования от 28,1 до 46,9 мкм и среднем квадратичном отклонении $\pm 5,7$ мкм. Для модифицированных отливок средний размер зерна составляет 29,8 мкм при интервале варьирования от 21,8 до 40,3 мкм и среднем квадратичном отклонении $\pm 4,7$ мкм. Следовательно модифицирование силумина АК7 порошком TiAl в количестве 0,3 г/кг позволяет добиться измельчения микроструктуры отливок на 21,4 %.

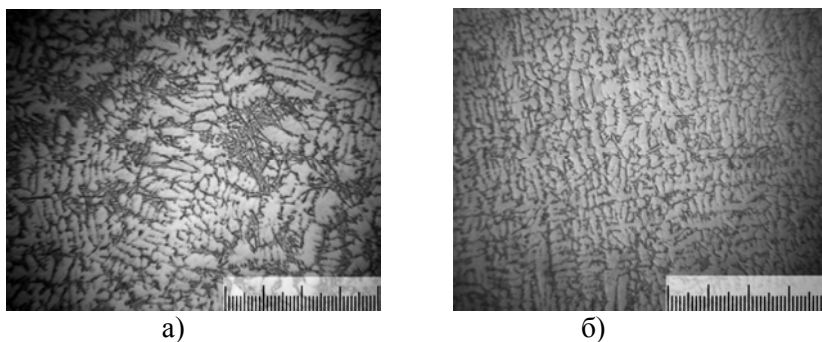


Рис. 4. Микроструктура отливок из силумина АК7 (оптическая микроскопия, увеличение $\times 50$): а) без модифицирования; б) ввод 0,3 г/кг TiAl

Растровая электронная микроскопия позволяет обнаружить более существенные качественные различия в характере микроструктуры модифицированных и немодифицированных отливок (рис. 5). Из представленных результатов видно, что в немодифицированных отливках сечения кристаллов кремния в плоскости шлифа имеют форму длинных ($\sim 50 - 100$ мкм) и тонких ($\sim 1 - 2$ мкм) игл. Подобная их морфология, как известно, ведет к охрупчиванию материала. В модифицированных отливках включения кремния заметно короче ($\sim 10 - 50$ мкм) и несколько толще.

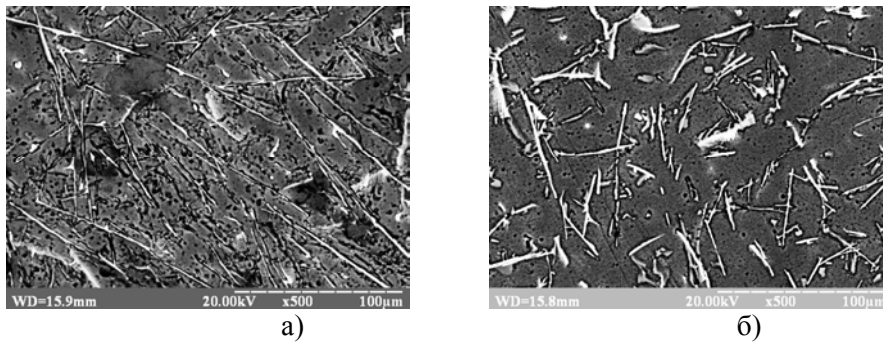


Рис. 5. Микроструктура отливок из силумина АК7 в зоне половины радиуса (растровая электронная микроскопия, увеличения $\times 500$): а) без модифицирования; б) ввод 0,3 г/кг TiAl

Среднее значение твёрдости немодифицированного силумина составило 66,7 HV, при среднем квадратичном отклонении $\pm 9,4$ и интервале варьирования от 48,4 до 86,4 HV. Среднее значение твёрдости модифицированного силумина составило 80,5 HV, при среднем квадратичном отклонении $\pm 10,0$ и интервале варьирования от 65,4 до 99,3 HV. Распределение значений твёрдости в каждом из испытаний является нормальным. Сравнение средних по критерию Стьюдента значений показало, что наблюдаемая разница для степени надёжности 95 % является статистически значимой. Следовательно, при модифицировании доэвтектических силуминов дисперсным порошком алюминид титана также повышает его твёрдость на 20,5 %.

Выводы. Экспериментально подтверждена эффективность модифицирования малогабаритных быстро охлаждаемых отливок из доэвтектических силуминов дисперсным порошком алюминид титана (TiAl)

Установлено, что ввод дисперсного порошка TiAl (расход 0,3 г/кг) при температуре расплава 720-730 °С в силумин АК7 позволяет уменьшить среднюю площадь сечений макрозерна на плоскости шлифа в 4,8-5,2 раза, условных линейных размеров в 2,2-2,3 раза. Средний линейный размер зерна в микроструктуре при этом уменьшается на 21,4 %. Также наблюдается существенное модифицирование кремниевых включений.

Измельчение структуры силумина при модифицировании порошком TiAl сопровождается заметным повышением средних значений его твёрдости: от 66,74 HV до 80,45 HV (на 20,5 %).

1. Куцова В. З. Структура, фазовый состав и свойства сплава АК7ч с добавками стронция, титана и бора / В. З. Куцова, А. С. Елагин // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2010. – № 53. – С. 52 – 57.
2. Троцан А. И. Модифицирование железоуглеродистых расплавов дисперсными порошками / А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий, В. В. Каверинский. – Саарбрюккен: «LAP Lambert Academic Publishing. GmbH & Co. KG», 2012. – 182 с.
3. Троцан А. И. Влияние фракционного состава порошка TiAl на его эффективность в качестве модификатора для алюминиевого литья / А. И. Троцан, В.В. Каверинский, И.Л. Бродецкий, З. П. Сухенко // Металл и литьё Украины. – 2015. – №1. – С. 1 – 6
4. Пат. 69720 Україна, МПК С22С 1/06. Рафінувально -модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів / Н. В. Широкобокова, О. А. Мігяєв, І. П. Вовчок, С. В. Кюрчев, О. С. Колодій; заявник і патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т; заявл. 31.10.2011; опубл. 10.05.2012, Бюл. № 9. – 6 с.
5. Монфольдо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Монфольдо. – М.: Металлургия. – 1979. – 640 с
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т 1. / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение. – 1996. – 992 с.

Стаття прийнята до редакції 28.04.2015.

УДК 621.762

О. І. Хоменко, Г. А. Баглюк*Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України***КІЛЬКІСНИЙ ПОКАЗНИК РЕГУЛЯРНОСТІ МІКРОСТРУКТУРИ МАТЕРІАЛУ**

Запропоновано кількісний показник, що характеризує регулярність мікроструктури матеріалу. Принцип розрахунку показника на початковому етапі співпадає з одним зі способів обчислення розмірності Мінковського, але, на відміну від неї, показник характеризує не самоподібність елемента всьому зображенню, а ступінь відповідності зображення одній з еталонних моделей регулярної структури. На прикладах реальних зображень мікроструктур проілюстровано застосування показника для кількісної оцінки мікроструктури. Показник доповнює результати металографічних досліджень і може виявитися корисним для прийняття рішення про придатність матеріалу для конкретної області техніки.

Ключові слова: мікроструктура, розподіл структурних складових, кількісна металографія, фрактальна розмірність.

*Рис.4 Літ. 3.***А. И. Хоменко, Г. А. Баглюк****КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ ПОКАЗАТЕЛЬ РЕГУЛЯРНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА**

Предложен количественный показатель, характеризующий регулярность микроструктуры материала. Принцип расчета показателя на начальном этапе совпадает с одним из способов вычисления размерности Минковского, но, в отличие от нее, показатель характеризует не самоподобность элемента всему изображению, а степень соответствия изображения одной из эталонных моделей регулярной структуры. На примерах реальных изображений микроструктур проиллюстрировано применение показателя для количественной оценки микроструктуры. Показатель дополняет результаты металлографических исследований и может оказаться полезным для принятия решения о пригодности материала для конкретной области техники.

Ключевые слова: микроструктура, распределение структурных составляющих, количественная металлография, фрактальная размерность.

A. I. Khomenko, G. A. Baglyuk**QUANTITATIVE INDEX OF THE MATERIAL MICROSTRUCTURE REGULARITY**

The quantitative index characterizing a material microstructure regularity is offered. This index calculation principle coincides at the initial stage with Minkowski's dimension calculation, but, unlike it, this index characterizes not self-similarity of an element to the whole image, but degree of compliance of the image to one of the reference models of the regular structure. Using examples of real microstructure images application of this index for a quantitative estimation of a microstructure is illustrated. The index supplements results of metallographic analysis and could be useful for making decision on material suitability for specific technical area.

Keywords: microstructure, distribution of structural components, quantitative metallography, fractal dimension.

Мікроструктура матеріалу має суттєвий вплив на його фізичні властивості, такі як міцність, електричний опір, триботехнічні характеристики, тощо. Цей вплив, як правило, неможливо описати простими аналітичними залежностями. Проте досить часто можна почути вираз "якісна" або "неякісна" структура, при цьому поняття якості структури ґрунтується на емпіричних оцінках. Тож часто структура, цілком якісна для однієї групи матеріалів виявляється непридатною для іншої. Так для міцних матеріалів якісною, як правило, вважають структуру з рівномірним розподілом дрібних частинок зміцнюючих компонентів, для матеріалів електротехнічного призначення, зокрема для електричних контактів, якісна структура повинна мати нерозривну матрицю компоненти з високою електричною провідністю, матеріали з низьким коефіцієнтом тертя, зокрема бронзи, повинні мати нерегулярну структуру, де дрібні частинки легкоплавкої компоненти, згруповані у своєрідні "плями" з помітними проміжками між такими "плямами", тощо. Таким чином, якісна оцінка мікроструктури є надто багатозначною.

Методи кількісної металографії дозволяють визначити оцінки лінійних розмірів та форми частинок структурних складових, знайти характеристики розподілу частинок за лінійними розмірами та формою, оцінити ступінь нерозривності певної структурної складової, тощо, але, наприклад, регулярність розподілу частинок на площині чи в об'ємі більшістю методик не визначається. Бажано мати кількісну характеристику структури матеріалу, що дозволить оцінити його придатність для використання у тій чи іншій сфері техніки, при цьому така характеристика повинна не підміняти, а доповнювати оцінки, визначені методами кількісної металографії, та мати прозорий фізичний та математичний сенс.

Робили та роблять спроби використовувати у якості такої характеристики фрактальну розмірність зображення мікроструктури, але інтерпретація такого показника ускладнена самою суттю фрактальної розмірності, яка показує лише самоподібність зображення своєму фрагментові.

Бажаною характеристикою може стати ступінь наближення структури до регулярної. Математично цю характеристику можна сформулювати, як імовірність попадання частинки структури у те місце, де мала б знаходитися частинка еквівалентної регулярної структури. Для чисельної оцінки такої ймовірності покриємо зображення реальної структури умовною сіткою з розміром комірки, що певним чином залежить від характеристик структури. Якщо структура є цілком регулярною, кожна частинка попаде у комірку такої сітки. Під попаданням частинки у комірку будемо розуміти знаходження координат хоча б однієї точки двовимірної проекції частинки всередині цієї комірки. Якщо комірка містить хоча б одну частинку, її умовно зафарбовують чорним, якщо ні - білим. Відношення кількості "чорних" комірок до загальної кількості комірок у сітці є частотою попадання частинок у комірку, яка при досить великому числі комірок сітки сходиться до ймовірності попадання частинки у комірку, тобто характеризує ступінь наближення структури до регулярної. Спосіб нанесення умовної сітки на зображення з подальшим зафарбовуванням комірок, у яких знаходиться хоча б один елемент зображення, використовують як один зі способів обчислення розмірності Мінковського [1], але на відміну від нього, згущення сітки не виконують, бо визначають не самоподібність елемента зображення усьому зображенню, а ступінь подібності реального зображення ідеалізованому. Розмір комірки згаданої сітки визначає прозору інтерпретацію такого показника. Пояснимо це, розглянувши декілька ідеалізованих регулярних двовимірних структур, що є моделями зображень мікроструктур реальних матеріалів.

Найпростіша регулярна структура складається зі сферичних частинок радіуса r , які розміщені з постійною міжцентровою відстанню a по горизонталі та по вертикалі. (рис.1). Зрозуміло, що при розмірі комірки сітки, що дорівнює міжцентровій, у кожену комірку сітки попаде бодай одна частинка структури незалежно від того, наскільки вузли цієї сітки будуть зміщені відносно центрів частинок.

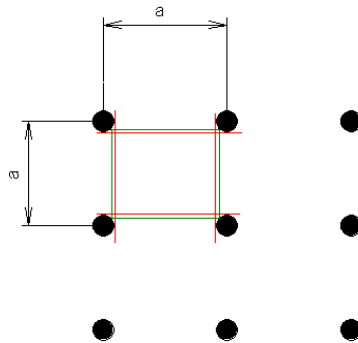


Рис. 1. Ідеалізована регулярна структура з рівновіддаленими частинками

Дійсно, якщо розмір комірки z менший за a , у комірку може не попасти жодна точка жодної частинки. Це трапиться, наприклад, якщо комірка торкається своїми чотирма вузлами одночасно чотирьох частинок, тобто $z = a - \sqrt{2}r$. За такого розміру та положення комірки вона виявиться єдиною, у яку не попаде жодна частинка. Дійсно, припустимо, що за такого розміру комірки, ще в якусь комірку цього ж стовпчика сітки, окрім вказаної на рисунку, не потрапить ні одна частинка. Координата лівого верхнього вузла такої комірки повинна дорівнювати

$y = na - \frac{\sqrt{2}}{2}r$, де n - будь-яке ціле число. З іншого боку, ця же координата має бути кратною

розміру комірки сітки, тобто $y = m(a - \sqrt{2}r) - \frac{\sqrt{2}}{2}r$, де m - будь-яке ціле число. Вочевидь,

рівняння

$$na - \frac{\sqrt{2}}{2}r = m(a - \sqrt{2}r) - \frac{\sqrt{2}}{2}r, \quad (1)$$

відносно n та m не має рішення у цілих числах та перетворюється у тотожність тільки при $m = n = 0$ та тільки при єдиному положенні сітки відносно центрів частинок.

При ще меншому розмірі комірки, наприклад, за умови $z = a - 2r$, при зміщенні вузлів сітки на величину r відносно центрів частинок не потрапляють цілі рядки і стовпчики частинок регулярної структури. Зокрема, з рис. 1 витікає, що у комірки першого стовпчику сітки не попаде жодна частинка, і така ситуація буде повторюватися регулярно, причому період повторення буде залежати від співвідношення міжцентрової відстані a та радіусу частинок r так, що

$$\frac{a}{r} = \frac{1 + 2m}{m - n} . \quad (2)$$

У комірки рядку, до якого належить комірка показаного на рисунку, теж не потрапить жодна частинка. Ця ситуація також буде регулярно повторюватися і період повторення знову буде залежати від співвідношення міжцентрової відстані та радіусу частинок

$$\frac{a}{r} = \frac{1 + 2l}{l - k} . \quad (3)$$

Таким чином, якщо за модель реальної структури приймають ідеалізовану регулярну структуру з рівновіддаленими частинками, розмір комірки сітки має дорівнювати міжцентровій відстані, інакше навіть для регулярної структури показник, що пропонується, не дорівнюватиме одиниці та загубить свій прозорий фізичний сенс.

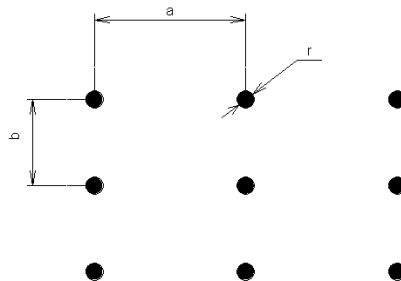


Рис. 2. Ідеалізована регулярна структура з різновіддаленими по горизонталі та по вертикалі частинками

Розглянемо регулярну структуру, що складається з таких самих частинок, як у попередньому випадку, але у якій міжцентрові відстані по горизонталі дорівнюють a одиницям відстані, а по вертикалі - b одиницям відстані (рис. 2)

Якщо $a > b$, то при розмірі комірки сітки, що дорівнює найменшій з міжцентрових відстаней, цілі стовпчики комірок можуть не містити жодної точки з тих, що належать частинкам структури, Це трапиться, якщо

$$\begin{cases} na + r = mb \\ (n + 1)a - r = (m + 1)b \end{cases} \quad (4)$$

Розв'язуючи систему (4), отримаємо умову непопадання частинок у цілі стовпчики сітки:

$$b = a - 2r . \quad (5)$$

Аналогічно можна отримати умову непопадання частинок у рядки сітки при $b > a$. Якщо ж розмір комірки сітки дорівнюватиме a , тобто наступній після найменшої міжцентровій відстані, у кожному комірку сітки гарантовано попаде бодай одна частинка структури хоча б однією точкою. Тоді показник регулярності дорівнюватиме одиниці, і його прозора фізична сутність збережеться.

Нарешті, реальна структура може бути подібна до такої, де частинки розташовані у шаховому порядку, при цьому "клітинки" "шахівниці" не обов'язково є квадратами, а кожна п'ята частинка, що створює "клітинку" не обов'язково знаходиться на перетині діагоналей квадрата або прямокутника (рис. 4):

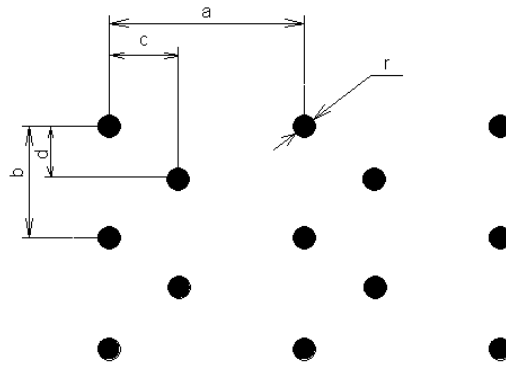


Рис.3. Регулярна структура з розташуванням частинок у шаховому порядку

Розмірковуючи так саме, як у попередніх випадках, можна переконатися, що у загальному випадку, коли $a \neq b$ та $c \neq d$, хоч одна точка кожної частинки гарантовано попаде у комірку сітки з розміром a . Якщо згрупувати відстані між центрами частинок, що створюють "клітинку" "шахівниці" у порядку зростання, шукана відстань a буде шостою за розміром.

Тепер можливо сформулювати алгоритм обчислення показника регулярності структури. Зображення мікроструктури "накривають" умовною ортогональною сіткою. Розмір комірки вибирають у залежності від прийнятої гіпотези про вигляд ідеалізованої регулярної структури що приймають за еквівалент реальної структури. Якщо структура нагадує регулярну з рівновіддаленими частинками, за розмір комірки умовної сітки приймають мінімальну відстань між центрами частинок реальної структури. Якщо структура нагадує регулярну з різними по горизонталі та вертикалі відстанями між центрами частинок, за розмір комірки приймають міжцентрову відстань, наступну по величині за мінімальною. Якщо ж структура нагадує регулярну з шаховим розміщенням частинок за розмір комірки сітки приймають шосту по величині за мінімальною міжцентрову відстань. Якщо ж гіпотезу про вигляд ідеалізованої структури неможливо або утруднено висунути апіорі, доцільно розрахувати ступені наближення реальної структури до усіх згаданих регулярних структур. Далі, якщо у комірку умовної сітки попадає хоч одна частинка, цю комірку умовно зафарбовують чорним, якщо ні - білим. Показник наближення структури до регулярної розраховують як

$$K_p = \frac{N_c}{N_c + N_b}, \quad (6)$$

де N_c - число комірок, зафарбованих чорним, N_b - число комірок, зафарбованих білим. Цей показник можна виразити або в частках одиниці, або у відсотках. Крім цього кількісного показника у результаті розрахунку побудовують діаграму, яка наочно показує відносно регулярні ділянки мікроструктури.

Для реальних матеріалів за міжцентрові будемо приймати відстані між центрами мас проєкції частинок на площину. Оскільки кількісна металографія та стереологія базуються на принципі Кавальєрі-Акера-Глаголева [2], оскільки набори хорд січних, що все одно отримують для оцінки розмірів та об'ємів частинок, можуть бути використані також для розрахунків координат центрів мас, тож розрахунок запропонованого показника не потребує додаткових обчислювальних ресурсів.

Для ілюстрації працездатності наведеного алгоритму обчислимо запропонований показник регулярності для мікроструктур декількох реальних матеріалів.

Зображення структури алюмоматричного композитного матеріалу Al-TiC, отриманого методом гарячого штампування з попереднім змішуванням порошків у змішувачі типу "п'яна бочка", наведено на рис. 4а. Очевидно, що частинки міцної фази розподіляються нерівномірно: на зображенні помітні області їхнього компактного групування - "плями". Показник регулярності цієї структури, розрахований за моделями з рівновіддаленими частинками, різновіддаленими частинками та з частинками, розміщеними в шаховому порядку, дорівнює, відповідно, 0,16, 0,25 та 0,54.

На рис. 4б наведено зображення мікроструктури того ж матеріалу при збільшенні, у п'ять разів більшому. Показник регулярності структури розрахований за вказаними моделями для цього зображення дорівнює відповідно 0,27, 0,28 та 0,33. Така різниця у значеннях зумовлена тим, що відповідність реальної структури регулярній оцінюють на обмежених площах.

На рис. 4в наведено зображення мікроструктури композитного матеріалу Al-TiC, отриманого гарячим штампуванням з попереднім розмолотом порошків у планетарному млину. Розрахунок ступеня регулярності структури для цього зображення дає значення 0,28, 0,426 та 0,858 в залежності від обраної моделі. Навіть неозброєним оком видно що структура на рис. 4в є більш регулярною, ніж структура на рис. 4а, а розрахунок показника регулярності показує, наскільки саме. На рис 4г показано мікроструктуру того ж матеріалу при збільшенні, у п'ять разів більшому. Для цього зображення показник регулярності структури приймає значення 0,49, 0,50 та 0,91. Відмітимо, що за високого значення показника регулярності цей матеріал має також найкращі механічні властивості з двох розглянутих.

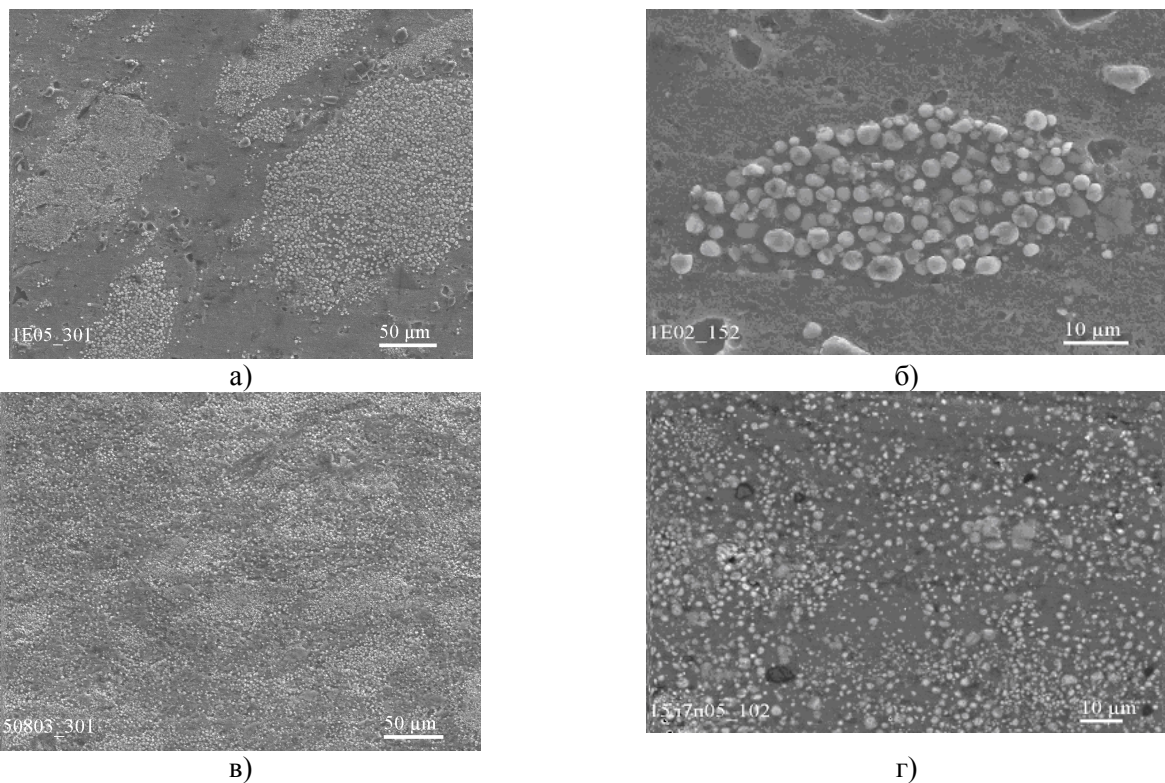


Рис. 4. Структури композитних матеріалів складу Al - TiC

Для обчислення показника регулярності структури використовували програму аналізу зображень мікроструктур AMIC [3].

Таким чином, кількісний аналіз зображень, наведених на рис.4, призводить до висновку, до якого незалежно прийшли емпіричним шляхом: структура матеріалу, отриманого з попереднім високоенергетичним розмолотом порошків, є кращою, тобто більш прийнятною для матеріалів з високою міцністю. Найвищі значення показника регулярності досягнуті для моделі з шаховим розміщенням частинок. Уважний розгляд наведених фотографій показує, що реальна структура дійсно найбільш подібна вказаній моделі.

1. Falconer K. Fractal Geometry: Mathematical Foundations and Applications. – New York: John Wiley & Sons, 1990. – 288 p.
2. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М: Металлургия, 1970. – 371 с.
3. Хоменко О. І., Хоменко О. В. Використання програмного комплексу AMIC для кількісної металографії / Математичні моделі та обчислювальний експеримент в матеріалознавстві. Вип. 15: Праці Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. - Київ: ІПМ НАНУ, 2014. – С. 35– 42.

Стаття прийнята до редакції 12.03.2015.

Чабак Ю. Г.¹, Ефременко В. Г.¹, Зайчук Н.П.²

¹Приазовский государственный технический университет

²Луцкий национальный технический университет

КОМБИНИРОВАННАЯ ОБЪЕМНО-ПОВЕРХНОСТНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ МАШИН ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Представлены результаты, описывающие формирование микроструктуры и твердости белого чугуна, содержащего 14,6 % Cr, при замедленном охлаждении от 1150 °С. Предложена схема комбинированной объемно-поверхностной термической обработки деталей из высокохромистого чугуна перед чистой механической обработкой, обеспечивающая формирование обезуглероженного поверхностного слоя с повышенной обрабатываемостью резанием при достижении высокой (до 65 HRC) твердости в объеме изделия.

Ключевые слова: чугун, термообработка, обезуглероживание, твердость, закалка, карбиды, мартенсит, обрабатываемость резанием

Ю. Г. Чабак, В. Г. Єфременко, Н. П. Зайчук

КОМБІНОВАНА ОБ'ЄМНО-ПОВЕРХНЕВА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ДЕТАЛЕЙ МАШИН З ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ

Представлені результати, що описують формування микроструктури і твердості білого чавуну, що містить 14,6% Cr, при уповільненому охолодженні від 1150 °С. Запропоновано схему комбінованої об'ємно-поверхневої термічної обробки деталей з високохромистого чавуну перед чистою механічною обробкою, що забезпечує формування знеуглецьованого поверхневого шару з підвищеною оброблюваністю різанням при досягненні високої (до 65 HRC) твердості в об'ємі виробу.

Ключові слова: чавун, термообробка, обезуглероживание, твердість, загартування, карбід, мартенсит, оброблюваність різанням

Yu. G. Chabak, V. G. Efremenko, N. P. Zaichuk

COMBINED BULK-SURFACE HEAT TREATMENT OF MACHINERY PARTS MADE OF HIGH-CHROME CAST IRON

The results describing the formation of the microstructure and hardness of white cast iron containing 14.6 % Cr during slow cooling from 1150 °C are presented. A scheme of the combined bulk-surface heat treatment of machinery parts made of high-chrome cast iron prior the finishing machining is proposed. The scheme ensures the formation of a surface decarburized layer with improved machinability while high bulk hardness of the product (up to 65 HRC) is achieved.

Постановка проблемы. Высокохромистые чугуны (ВХЧ) широко используются в промышленности для изготовления деталей машин и рабочих органов измельчающего и транспортирующего оборудования, испытывающих в процессе эксплуатации интенсивное абразивное или эрозионное изнашивание [1]. Большинство чугунных изделий применяются в виде отливок, не требующих дополнительной механической обработки. Вместе с тем, в ряде случаев (при изготовлении фасонных деталей машин) изделия из ВХЧ подвергаются черновой и (или) чистой обработке резанием. Благодаря высокой общей твердости и наличию в структуре высокотвердых карбидных фаз ВХЧ зарекомендовали себя как материалы, трудно поддающиеся обработке резанием даже при использовании твердосплавного инструмента.

Анализ последних исследований и публикаций. Для смягчения ВХЧ перед обработкой резанием традиционно рекомендуют применять высокотемпературный отжиг, заключающийся в нагреве в аустенитную область с выдержкой в течение 2-4 ч и замедленном охлаждении с регламентируемой скоростью [2]. Температура отжига, как правило, составляет 900-1000 °С; она соответствует максимальной скорости выделения вторичных карбидов (ВК) из первородного аустенита. Для чугунов с повышенным содержанием аустенито-образующих элементов такой отжиг не дает требуемых результатов, поскольку вызывает не снижение, а наоборот - повышение твердости [3]. Это явление связано с эффектом замедления эвтектоидного распада аустенита вследствие выделения вторичных карбидов при высокотемпературном нагреве [4]. В этом случае авторы ряда работ рекомендуют использовать отжиг с выдержкой в области субкритических температур, в течение которой происходит распад аустенита и коагуляция эвтектоидных карбидов [5-8], что в итоге дает требуемую микроструктуру (зернистый перлит) и твердость (не выше 40 HRC).

После предварительной (смягчающей) термообработки и обработки резанием чугунные

изделия подвергаются завершающей (упрочняющей) термообработке, состоящей из закалки от 900-1000 °С (с выдержкой 2-3 ч) и низкого отпуска. Чистовая мехобработка закаленных чугунных изделий весьма затруднена, поскольку после упрочняющей термообработки твердость поверхности возрастает с 35-40 до 62-65 HRC, что связано с формированием микроструктуры, состоящей из эвтектических карбидов хрома и мартенситной матрицы с включениями вторичных карбидов. Такая твердость требует применение специальных инструментальных материалов и пониженных скоростей резания, что удорожает технологический процесс и снижет его производительность.

Цель работы – разработка способа завершающей термической обработки деталей машин из высокохромистого чугуна, обеспечивающего возможность их чистовой механической обработки с применением твердосплавного инструмента.

Изложение основного материала. Материалом исследования служил высокохромистый чугун следующего химического состава, масс. %: 2,70 C; 2,20 Mn; 0,55 Si; 14,55 Cr; 0,93 Ni; 0,39 Mo; 0,38 V; 0,11 Ti. Использовали образцы размерами 7x10x15 мм. Термическую обработку выполняли в электрических муфельных печах в воздушной атмосфере. По окончании выдержки образцы охлаждали на воздухе, после чего исследовали их твердость и микроструктуру. Твердость определяли по методу Роквелла (шкала С), металлографическое исследование выполняли на микрошлифах, подготовленных согласно по стандартной процедуре и протравленных 4 %-м раствором азотной кислоты в спирте. Использовали микроскоп «Axiovert 40 MAT» (Carl Zeiss).

При разработке способа термической обработки основывались на результатах, ранее описанных авторами в работе [9]. Согласно этой работе, при нагреве свыше 1050 °С в окислительной (воздушной) атмосфере высокохромистый чугун указанного выше состава испытывает сильное обезуглероживание поверхности, приводящее к резкому снижению количества карбидов в поверхностных слоях чугуна (вплоть до формирования безкарбидных слоев толщиной до 100 мкм). С увеличением температуры нагрева процесс обезуглероживания ускоряется, и уже при 1150 °С в течение 8 ч выдержки зона обезуглероживания распространяется на глубину до 4 мм от поверхности. В пределах этой зоны количество карбидов изменяется практически от нуля (в приповерхностных слоях) до значений, характерных для исходного состояния чугуна (рис. 1). Также было установлено, что в ходе выдержки при 1150 °С происходит частичная сфероидизация эвтектических карбидов, проявляющаяся в притуплении острых граней, характерных для гексагональных карбидов Me_7C_3 .

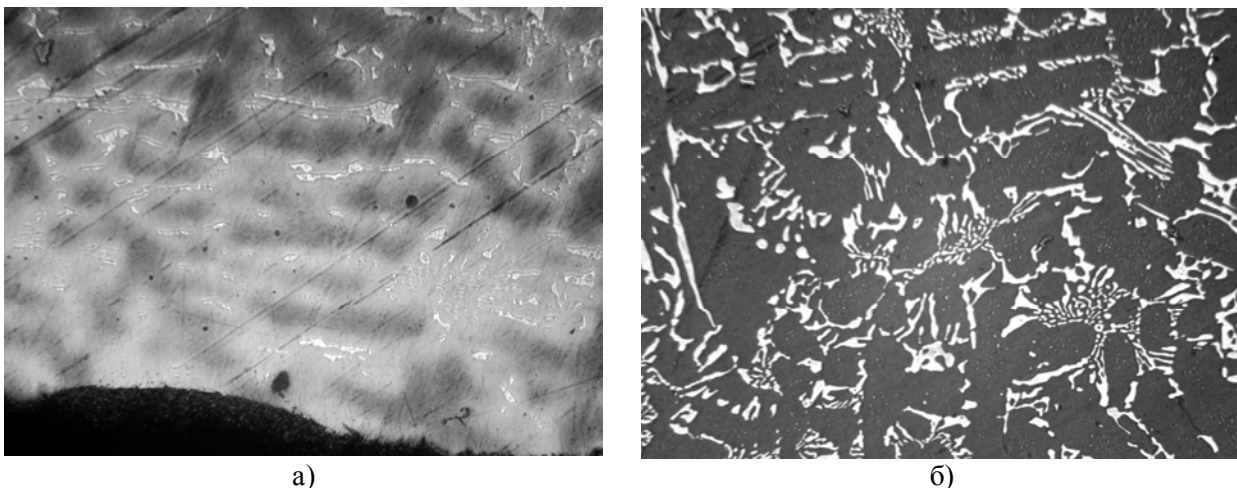


Рис. 1. Микроструктура чугуна после выдержки при 1150 °С в течение 8 ч: обезуглероженный слой (а), центральная зона образца (б) x200

Таким образом, длительная выдержка при 1150 °С дает возможность получить на поверхности чугуна обезуглероженные слои с повышенной обрабатываемостью резанием. Это позволяет совместить нагрев под закалку при окончательной термической обработке с обезуглероживающей выдержкой, которую рационально проводить при достаточно высокой температуре (не ниже 1150 °С). Вместе с тем, закалка от таких высоких температур приводит к пониженной твердости чугуна вследствие неполного выделения вторичных карбидов из аустенита и сохранения в структуре значительной доли остаточного аустенита. Как следует из рис.2, максимальная твердость чугуна (64 HRC) соответствует закалке от 950 °С; повышение

температуры нагрева до 1150 °С вызывает снижение твердости до 48 HRC. С целью обеспечения заданной твердости (свыше 60 HRC) высокотемпературная выдержка должна дополняться таким регламентированным охлаждением, которое смогло бы обеспечить требуемое обеднение аустенита углеродом с выделением достаточного количества ВК.

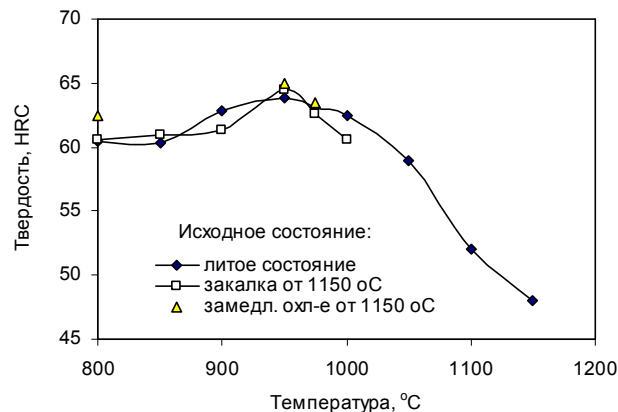


Рис. 2. Влияние температуры закалки на твердость исследованного чугуна

Для определения параметров такого охлаждения исследовали влияние температуры повторной закалки (t_3) на твердость образцов, предварительно закаленных от 1150 °C. С этой целью образцы чугуна выдерживали 2 ч при 1150 °C, закаливали на воздухе, после чего следовал повторный нагрев до температур 800, 850, 900, 950 и 1000 °C с выдержкой в течение 2 ч и с финальным охлаждением на воздухе. Исходная твердость чугуна, полученная закалкой от 1150 °C, составила 48 HRC; после повторной закалки она возросла до 60,5-61,5 HRC при $t_3=800-900$, 1000 °C и до 64,5 HRC – после закалки от 950 °C (рис.2). В целом, полученный профиль зависимости $HRC=f(t_3)$ соответствует профилю аналогичной зависимости для образцов с исходной литой структурой. Это указывает на то, что процессы выделения ВК из первородного (литого) и вторичного (полученного высокотемпературной закалкой) аустенита идет с примерно одинаковой интенсивностью и имеют сходные термокинетические особенности, а именно - температурный максимум выделения вторичных карбидов. Такой вывод позволил предположить, что достижение этого максимума как при нагреве (из состояния исходного первородного аустенита), так и при охлаждении (из состояния высокотемпературного вторичного аустенита) даст аналогичный эффект выделения карбидов с получением максимальной твердости после охлаждения. Для проверки этого предположения был проведен эксперимент, схема которого представлена на рис.3.

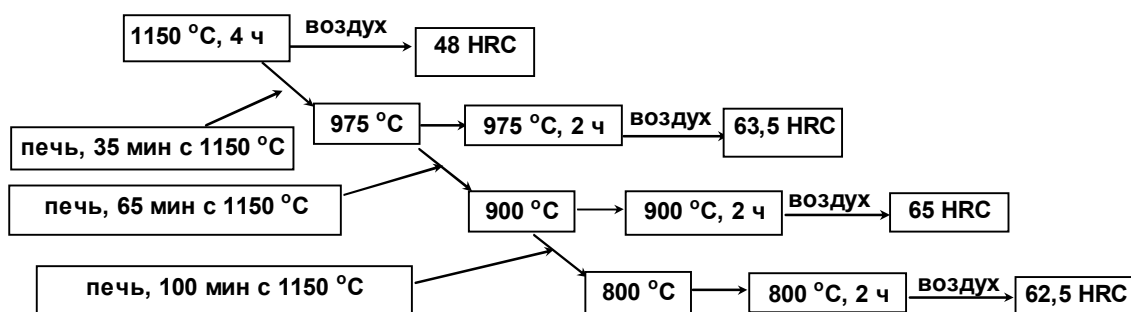


Рис. 3. Схема режима термической обработки с высокотемпературным обезуглероживающим нагревом

Образцы чугуна нагревали при 1150 °C в течение 4 ч, после чего они остывали вместе с выключенной печью до 975 °C (время остывания составило 35 мин). После достижения этой температуры часть образцов переносили в другую печь с такой же температурой, где выдерживали в течение 2 ч с последующим охлаждением на воздухе. Аналогичным образом провели охлаждение до 900 и 800 °C с выдержкой при этих температурах. Общее время остывания образцов в печи от 1150 до 800 °C составило 100 мин. По окончании выдержки измеряли твердость и исследовали микроструктуру образцов, предварительно сошлифовывая обезуглероживающий поверхностный слой.

Достигнутые значения твердости представлены на рис.3. Видно, что подстуживание и выдержка при 975 °C дает достаточно высокую твердость – 63,5 HRC. Еще более высокая

твердость обеспечивается выдержкой при 900 °С – 65 HRC. В случае выдержки при 800 °С твердость несколько ниже, чем в предыдущих случаях, но тоже достаточно высока – 62,5 HRC. Следует отметить, что приведенные значения твердости превышают на 0,5-2,0 ед. HRC твердость, полученную нагревом исходного литого аустенита. Таким образом, при проведении термообработки по предложенной схеме создаются более благоприятные условия для выделения вторичных карбидов из аустенита по сравнению со стандартной схемой закалки.

Микроструктурные изменения, протекающие в чугунах в ходе замедленного охлаждения от 1150 °С, показаны на рис. 4.

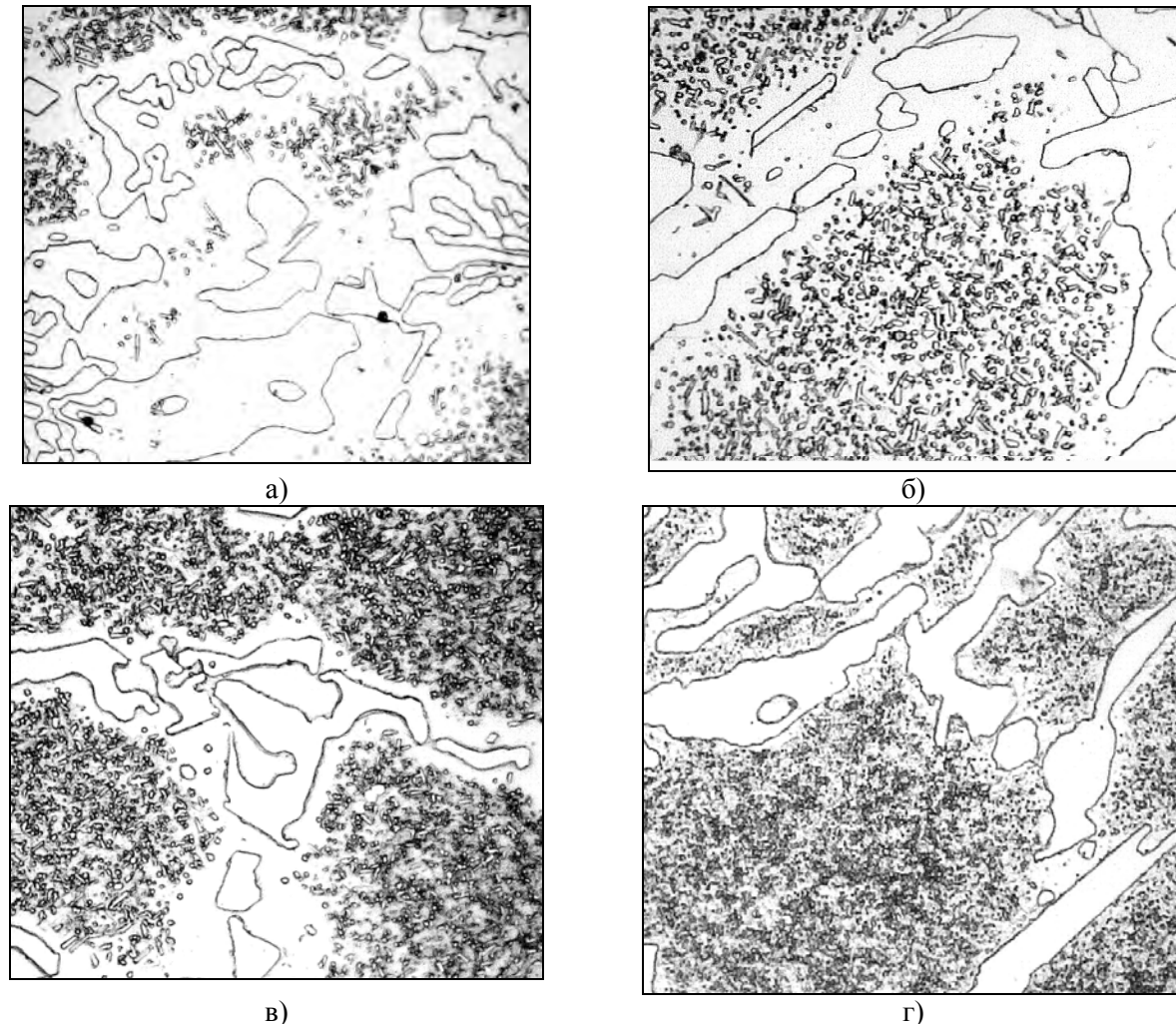


Рис. 4. Микроструктура чугуна после обработки по схеме на рис. 3 (после закалки от 1150 °С (а), после выдержки при 975 °С (б), 900 °С (в), 800 °С (г)) x500

Как видно, выдержка при 1150 °С приводит к формированию преимущественно аустенитной структуры матрицы с относительно небольшим количеством вторичных карбидов, залегающих в центральной части дендритов (дендритные области, прилегающие к эвтектическим карбидам, свободны от ВК) (рис. 4, а). Замедленное охлаждение до 975 °С с последующей выдержкой при этой температуре вызвало увеличение количества ВК за счет появления более мелких включений (рис. 4, б). После охлаждения и выдержки при 900 °С внутридендритные зоны стали заметно темнее: между крупными ВК просматриваются затемненные микроучастки матрицы (рис. 4, в). «Затемнение» вызвано выделением из аустенита высокодисперсных вторичных карбидов, не разрешаемых в световой микроскоп, которые и обеспечивают повышенную травимось матрицы. Как и при 975 °С, выделение ВК при 900 °С не затрагивает периферийные зоны дендритов, прилегающие к эвтектическим карбидам, а также аустенит внутри карбидной эвтектики.

В случае охлаждения до 800 °С выделение ВК охватывает участки аустенита, непосредственно граничащие с эвтектическим карбидами. Матрица приобретает более однородный темный цвет, что указывает на рост количества дисперсных вторичных карбидов (рис. 4, г).

Как показали полученные результаты, твердость достигает своего максимума при 900 °С, что на 50 °С ниже температуры кинетического максимума выделения ВК из первородного аустенита в данном чугуна (рис. 1). Характер микроструктуры свидетельствует о том, что при 975 °С выделение углерода из аустенита шло преимущественно на готовых подложках – поверхности вторичных карбидов, не растворившихся при 1150 °С; также происходило и формирование новых, достаточно крупных, ВК. Снижение температуры выдержки до 900 °С увеличило степень обеднения аустенита по углероду, при этом за счет увеличения термодинамического стимула выделение ВК протекало не только на готовых поверхностях, но за счет появления новых зародышей (предположительно, на скоплениях дефектов кристаллического строения, возникших вследствие деформаций при термических объемных изменениях). Это повысило дисперсность структуры и привело к росту твердости до 65 HRC. При дальнейшем снижении температуры на 100 °С твердость снизилась на 1,5 HRC, хотя прогнозировался ее прирост, связанный с вероятностью более полного выделения ВК вследствие понижения растворимости углерода в аустените. Причиной такого эффекта стало уменьшение диффузионной подвижности атомов хрома при 800 °С, что затормозило выделение ВК и затруднило достижение равновесной концентрации углерода в аустените при выдержке в течение 2 ч. Возможно, более длительные выдержки при этой температуре обеспечат дополнительный прирост твердости за счет более полного обеднения аустенита по углероду.

На основе полученных результатов была предложена новая схема комбинированной объемно-поверхностной термической обработки деталей машин из высокохромистого чугуна (15 % Cr, 1 % Si) перед чистовой мехобработкой. Обработка включает высокотемпературный нагрев (1150 °С) с выдержкой 4-8 ч, замедленное охлаждение до температуры 900 °С (примерно на 50 °С ниже кинетического максимума выделения ВК из первородного аустенита) с выдержкой при этой температуре в течение 2-3 ч и с последующим охлаждением на воздухе. Варьирование продолжительностью выдержки при 1150 °С позволяет получить на поверхности отливок обезуглероженный малокарбидный слой заданной толщины (соответствующей припуску на чистовую обработку), который обладает повышенной обрабатываемостью резанием по сравнению с обычной структурой закаленного чугуна. Под этим слоем залегает основная структура, сочетающая высокую твердость с повышенной ударной вязкостью, достигнутой вследствие частичной сфероидизации эвтектических карбидов в ходе высокотемпературной выдержки.

Направлением дальнейших исследований в данной области является определение параметров указанной обработки применительно к чугунам с более высоким содержанием хрома и кремния.

Выводы. Предложена технологическая схема объемно-поверхностной термической обработки под чистовую механическую обработку изделий из высокохромистого чугуна, содержащего 14,6 % Cr и 0,6 % Si. Технология включает обезуглероживающий нагрев при 1150 °С с выдержкой до 8 ч с последующим замедленным охлаждением до 900 °С, выдержкой при этой температуре в течение не менее 2 ч и с окончательным охлаждением на воздухе. Данная технология позволяет получить на поверхности обезуглероженный слой толщиной до 4 мм с повышенной обрабатываемостью резанием, который удаляется в ходе чистовой мехобработки изделия. Под обезуглероженным слоем залегает основной металл, обладающий требуемой высокой твердостью (65 HRC).

1. Комаров О.С. Высокохромистый чугун как материал для быстроизнашиваемых деталей машин / О.С. Комаров, Н.И. Урбанович, Д.О. Комаров, В.И. Волосатиков, Г.Ф. Лившиц // Литейное производство. - 2008. - №2. - С. 2-4.
2. Рауба А.А. Модифицирование и предварительная термообработка белого чугуна с повышенным содержанием хрома / А.А. Рауба, Г.В. Бычков // Литейное производство. - 1985. - № 7. - С. 33.
3. Чабак Ю.Г. Влияние режима отжига на микроструктуру и твердость высокохромистых чугунов с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов / Ю.Г. Чабак // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. - Днепропетровск: ПГАСиА. - 2013. - Вып. 65. - С.188-192.
4. Efremenko V.G. Effect of Destabilizing Heat Treatment on Solid-State Phase Transformation in High-Chromium Cast Irons / V.G. Efremenko, K. Shimizu, Yu.G. Chabak // Metallurgical and Materials Transactions A. - 2013. - vol. 44 A. - P. 5434-5446.
5. Amorim P. Soft annealing of high chromium white cast iron / P. Amorim, H. Santos, J. Santos [et al.] // Materials Science Forum. - 2004. - vol. 455-456. - P. 290-294.
6. Радченко К. С. Изотермічний ступінчастий відпал хромомарганцевих чавунів / К.С. Радченко, М.М. Ямшинський, Г.С. Федоров, Є.О. Платонов // Вісник ДДМА. - 2014. - № 1 (32). - С. 218-222
7. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны / И.И. Цыпин. - Москва: Металлургия, 1983. - 176 с.
8. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии/ А.П. Чейлях. - Мариуполь: ПГТУ, 2009. - 483 с.
9. Ефременко В.Г. Обезуглероживание высокохромистого чугуна при нагреве под закалку / В.Г. Ефременко, Ю.Г. Чабак, В.Г. Гаврилова [и др.] // Вісник ПДТУ: Зб. наук. праць. - 2013. - Вып. 26. - С. 99-108.

Стаття прийнята до редакції 12.03.2015.

УДК 621.785.539.5

С. М. Чернега, И. А. Поляков, М.А. Красовский*Национальный технический университет Украины "Киевский политехнический институт*
КОМПЛЕКСНОЕ НАСЫЩЕНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ БОРОМ И МЕДЬЮ

Исследованы структура, фазовый состав, распределение элементов по толщине слоя, трещиностойкость и износостойкость комплексных боромедненных покрытий в условиях сухого трения – скольжения на воздухе. Установлено, что боромедненные покрытия имеют в 2 раза выше износостойкость чем боридные покрытия. Показано, что боромеднение обеспечивает оптимальный комплекс характеристик боридных фаз при износе, а именно: достаточную микротвердость – 15,5 МПа, низкую пористость, увеличение вязкости слоя, при этом значение параметра K_{IC} достигает уровня $2,1 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$ по сравнению с $1,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$ без комплексного насыщения и рост значений напряжений скалывания до 290 МПа по сравнению с 170 МПа для боридных слоев.

Ключевые слова: карбид бора, борирование, боридный слой, медь, боромеднение, структура, диффузия, трение, микроструктура, микротвердость, износостойкость, трещиностойкость.

С. М. Чернега, I. A. Поляков, М.А. Красовський**КОМПЛЕКСНЕ НАСИЩЕННЯ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ БОРОМ І МІДЬЮ**

Досліджено структуру, фазовий склад, розподіл елементів по товщині шару, тріщиностійкість і зносостійкість комплексних бороміднених покриттів в умовах сухого тертя – ковзання на повітрі. Встановлено, що бороміднені покриття мають в 2 рази вищу зносостійкість ніж боридні покриття. Показано, що бороміднення забезпечує оптимальний комплекс характеристик боридних фаз при зношуванні, а саме: достатню микротвердість – 15,5 МПа, низьку пористість, збільшення в'язкості шару, при цьому значення параметра K_{IC} досягає рівня $2,1 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$ в порівнянні з $1,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$ без комплексного насичення і зростання значень напружень сколювання до 290 МПа в порівнянні з 170 МПа для боридних шарів.

Ключові слова: карбід бору, борування, боридний шар, мідь, бороміднення, структура, дифузія, тертя, микроструктура, микротвердість, зносостійкість, тріщиностійкість.

S. Chernega, I. Poliakov, M. Krasovskiy**INTEGRATED SATURATION BORON CARBON STEEL AND COPPER**

Investigated the structure, phase composition, distribution of elements through the thickness of the layer, fracture toughness and wear resistance of complex coatings obtained after saturation with boron and copper under conditions of dry friction – sliding in air. Established that complex coatings obtained after saturation with boron and copper have in 2 times better wear resistance than the coating after boriding. Shown that the saturation of boron and copper provides performance optimal complex when wear boride phases, namely sufficient microhardness – 15.5MPa, low porosity, increase in viscosity layer, the value K_{IC} reaches $2.1 \text{ МПа} \cdot \text{m}^{0.5}$ to compared with $1.2 \text{ МПа} \cdot \text{m}^{0.5}$ without complex saturation and increasing stress chipping values to 290 MPa compared to 170 MPa for the boride layers.

Keywords: boron carbide, boriding, boride layer, copper, saturation with boron and copper, structure, diffusion, friction, microstructure, microhardness, wear resistance, crack resistance.

Введение. Для улучшения физико – механических характеристик поверхности различных деталей, их поверхностного упрочнения, повышения срока службы в машиностроении широко применяются методы химико – термической обработки (ХТО), заключающиеся в одновременном воздействии на стальные поверхности температурных градиентов и веществ, химически реагирующих с материалом детали [1 – 3]. Среди таких процессов особое место занимают технологии насыщения поверхностного слоя сталей бором – борирование [4], а также комплексное насыщение бором и медью – боромеднение [5]. Цель борирования и боромеднения: повышение износостойкости сталей, их коррозионной, кавитационной стойкости в различных агрессивных средах [6 – 7]. При борировании на поверхности стальной детали получают протяженные (до 500...800 мкм) слои, отличающиеся высокой твердостью и прочностью, стойкостью к коррозии, абразивной стойкостью и высоким сопротивлением изнашиванию [8].

Особенностью боридного слоя является сплошное строение на поверхности детали и иглоподобное в середине на границе с основным металлом. Такое строение облегчает выкрашивание боридных слоев в связи с концентраторами напряжения у основания игл боридов [9].

Целью работы является исследование структуры и характеристик комплексных диффузионных боридных покрытий на сталях и сплавах, полученных в порошковых боридующих смесях с добавлением различных медьсодержащих соединений: Cu_2O , Cu_3P и Cu , а также установление влияния насыщающей порошковой среды на показатели износостойкости, трещиностойкости и микротвердости боромедненных покрытий.

Методика проведения исследований. Комплексное борирование осуществляли порошковым методом в специальном контейнере в условиях пониженного давления при температуре 970 °С в течение 4 часов с использованием плавких затворов. Исследование проводилось на образцах из стали 20, 45, У8А.

Насыщение стали бором и медью проводили в смесях, содержащих технический карбид бора B_4C , а также порошки Cu_2O , Cu_3P и Cu . В качестве активирующей добавки использовали фторопласт.

Нагрев тиглей и следующую изотермическую выдержку проводили в лабораторной печи типа СНОЛ – 1,6,2,5.1/11М.

По окончании изотермической выдержки контейнер с деталями доставали из печи и охлаждали до комнатной температуры на воздухе и извлекали детали с чистой поверхностью, которые не требуют дополнительной очистки.

Этот метод имеет следующие преимущества: простота технологического процесса, позволяет обработку изделий различной конфигурации, можно получить диффузионные слои различной толщины.

Визуальное изучение и микроструктурные исследования боридных покрытий проводили на металлографическом микроскопе Carl Zeiss в интервале увеличения 100...1000 раз. Полирование, шлифование проводили на полировальных кругах алмазной пастой зернистостью от 28 до 1 мкм, что обеспечивало получение высокого качества поверхности исследования. В качестве реактива для химического травления использовали 3...5% – ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте; выдержка – 30 с.

Измерение толщины диффузионных слоев и микротвердости проводили на приборе ПМТ – 3 не менее, чем в 15 – 20 полях зрения при нагрузке 0,49 – 0,98 Н. Точность измерения микротвердости составляла – 500 МПа.

Анализировали фазовый состав покрытий на рентгеновском дифрактометре ДРОН 2.0 в медном $K\alpha_1$, $K\alpha_2$ монохроматическом излучении и определяли их химический состав на анализаторе «Сamebax Sx50».

Исследование износа комплексных боридных покрытий проводили на машине трения при возвратно-поступательном движении без применения смазочных материалов. В качестве контртела использовали закаленную и низкоотпущенную сталь У8А [10].

Исследование поверхности износа комплексных диффузионных боридных покрытий проводили с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ – 10БИ.

Оценку шероховатости поверхности боридных и комплексных боридных покрытий, полученных при введении в среду для насыщения порошка Cu или медьсодержащих соединений Cu_2O и Cu_3P , проводили с помощью профилограмм, полученные на 3D оптическом профилометре ContourGT 3D Optical Microscopes (BRUKER).

Результаты и обсуждение исследований. Установлено повышение износостойкости боромедненных покрытий в условиях сухого трения-скольжения в 2 раза по сравнению с борированием. Так, скорость изнашивания боридных покрытий при введении в порошковую среду для насыщения Cu , Cu_3P или Cu_2O составляла соответственно: Cu – $1,042 \cdot 10^{-6}$ кг/м² · с., Cu_3P – $0,625 \cdot 10^{-6}$ кг/м² · с., Cu_2O – $0,277 \cdot 10^{-6}$ кг/м² · с., а для исходного боридного покрытия – $1,112 \cdot 10^{-6}$ кг/м² · с (рис. 1).

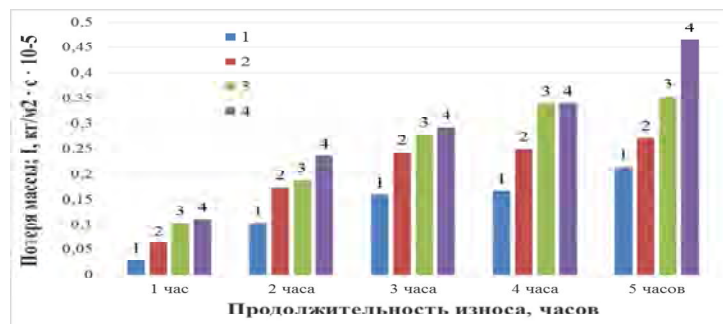


Рис. 1. Гистограммы износа боридного покрытия и комплексных боромедненных покрытий, полученных при введении в среду для насыщения порошка Cu_2O , Cu_3P и Cu соответственно, где: 1 – среда насыщения: $B_4C + Cu_2O$; 2 – среда насыщения: $B_4C + Cu_3P$; 3 – среда насыщения: $B_4C + Cu$; 4 – среда насыщения: B_4C

Из приведенных данных видно, что наименьшая скорость износа по завершению периода приработки свойственна боридным покрытиям, полученных при введении в насыщающую среду порошка Cu_2O при этом скорость изнашивания боридов железа в комплексе с медью в 3 – 4 раза меньше исходного боридного слоя. На всех этапах износа наименьшая скорость срабатывания обнаружена в боридных слоях, полученных при введении в среду для насыщения порошка Cu_2O . Это объясняется тем, что в структуре боридных слоев формируются отдельные включения меди (рис. 2), которые выполняют роль твердой смазки.

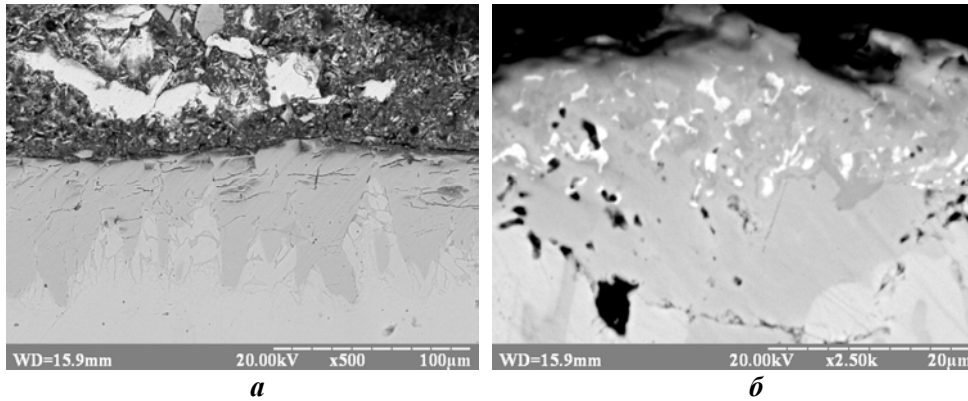


Рис. 2. Микроструктура комплексных боридных покрытий, полученных при введении в среду для насыщения порошка Cu_2O на стали 45; а – $\times 500$ (светлые включения – Cu; вид с поверхности под углом наклона 10°); б – $\times 2500$ (поперечный шлиф)

Распределение элементов по сечению диффузионного слоя на образцах стали 45 после борирования с добавлением Cu_2O представлено на рис.3. Локальным микрорентгеноспектральным анализом установлено дискретное распределение меди в поверхностном слое боридной фазы FeВ до 30 мкм покрытия. Отдельные включения меди имеют неправильную многогранную вытянутую форму. Размеры медных включений достигают в поперечном разрезе 1 – 1,5 мкм, а в продольном разрезе, который совпадает с направлением боридных игл, составляет до 2 мкм. Медные включения могут скапливаться у пор в боридном покрытии и окружать их стенки. О локальном распределении Cu свидетельствует химический анализ сечения и структура боридного покрытия (рис. 4, табл. 1).

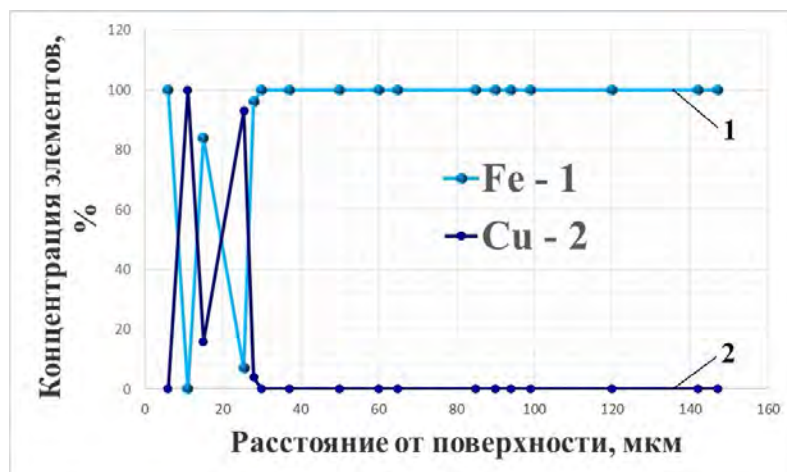


Рис. 3. Распределение элементов по сечению диффузионного слоя на образцах стали 45 после комплексного боромеднения с добавлением Cu_2O , где: 1 – Fe; 2 – Cu

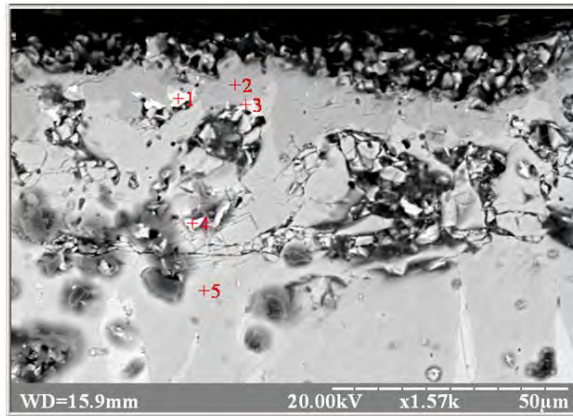


Рис. 4. Структура боридного покриття полученного при введении в среду для насыщения порошка Cu_2O (химический анализ определялся в точках +1, +2, +3, +4, +5)

Таблица 1. Химический состав диффузионного комплексного боромедненного слоя

Элементы	Позиция				
	+ 1	+ 2	+ 3	+ 4	+ 5
	% мас.				
Fe (K)	2.58	100.00	3.46	100.00	99.80
Cu (K)	97.42	0.00	96.54	0.00	0.20

Для установления взаимосвязи между фазовым составом и структурой, получаемых диффузионных слоев после комплексного насыщения бором и медью, проводили рентгеноструктурный анализ (рис. 5).

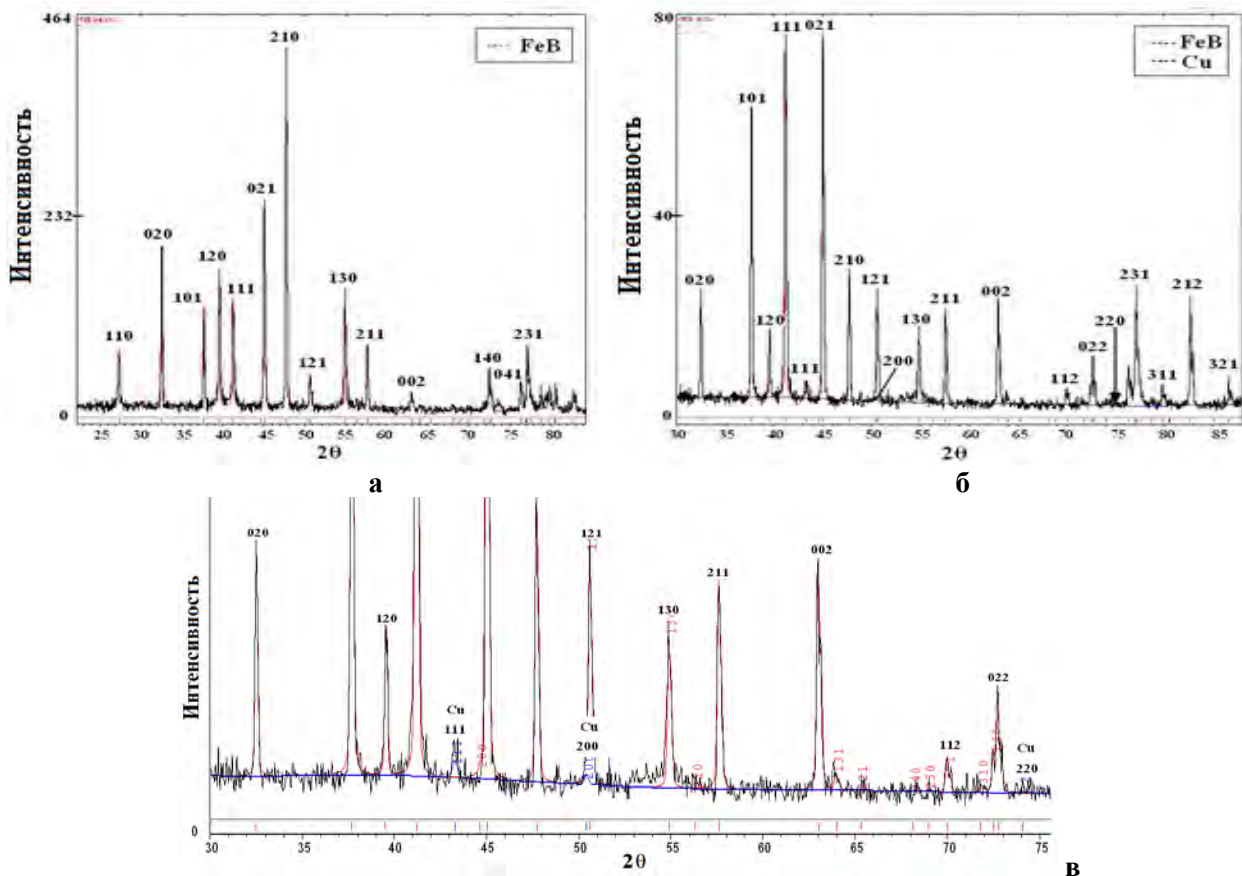


Рис. 5. Дифрактограммы снятые с поверхности стали 45 с боридными покрытиями в $\text{Cu K}\alpha_1, \text{K}\alpha_2$ монохроматическом излучении: а – покрытие после борирования; б, в – покрытие после комплексного борирования в среде с добавлением Cu_2O , дифракционные максимумы Cu линии (111), (200), (220)

Дифрактограмми, снятые с поверхности образца после борирования (рис. 5, а) указывают на наличие дифракционных максимумов от фазы FeB, а на образцах после борирования в среде с добавлением соединений медьсодержащего порошка Cu₂O или Cu₃P (рис. 5, б, в) фиксируются фазы FeB и Cu. Фаза Cu определена по отражениям от плоскостей (111), (200), (220), (311), (222). Тогда как на образцах после борирования в среде с добавлением порошка Cu фиксируются дифракционные максимумы от плоскостей только одной фазы FeB. Таким образом формирование композита из фаз FeB и Cu возможно при введении в среду для насыщения медьсодержащего порошка Cu₂O или Cu₃P.

Исследование напряжения скалывания показало, что в боридных фазах, полученных в среде с добавлением порошка Cu или Cu₃P, величины напряжения скалывания составляют 287 МПа или 283 МПа, соответственно, при поперечном размере зерна 20 мкм и 249 МПа или 245 МПа, соответственно, при 15 мкм. Повышение величины напряжений скалывания в комплексных боромедненных слоях обусловлено формированием фаз большей вязкости, для которых трещиностойкость K_{1с} в 1,5 – 1,8 раз выше боридных фаз (FeB, Fe₂B), полученных без комплексного насыщения.

После износа в течении 5 часов была изучена шероховатость боридных покрытий, полученных при комплексном насыщении в среде с добавлением порошка Cu₂O, Cu₃P или Cu. Среди изученных поверхностей наименьшую шероховатость (R_a = 0,158 μm) имеют боридные покрытия, полученные при введении в среду для насыщения порошка Cu₂O, а наибольшую (R_a = 0,899 μm) – боридные покрытия без комплексного насыщения (рис. 6 – рис. 9).

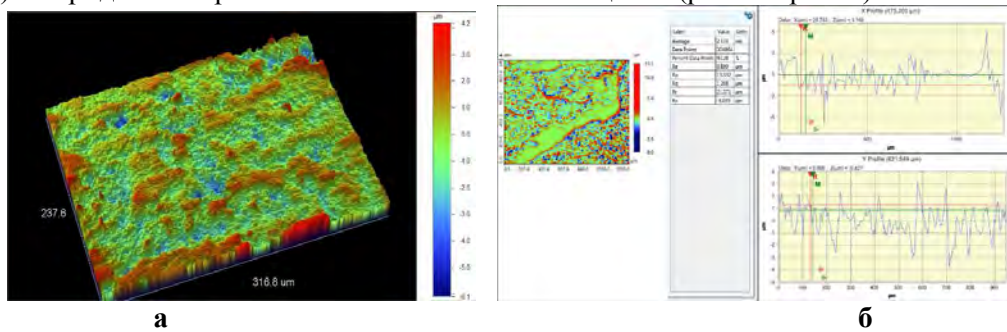


Рис. 6. Топография (а) и профилограммы (б) поверхностей износа после 5 часов исследований боридных покрытий

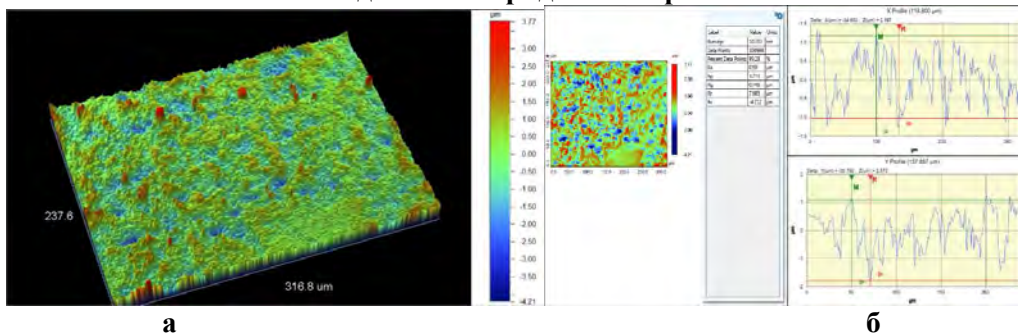


Рис. 7. Топография (а) и профилограммы (б) поверхностей износа после 5 часов исследований комплексных боридных покрытий, полученных при введении в среду для насыщения порошка Cu

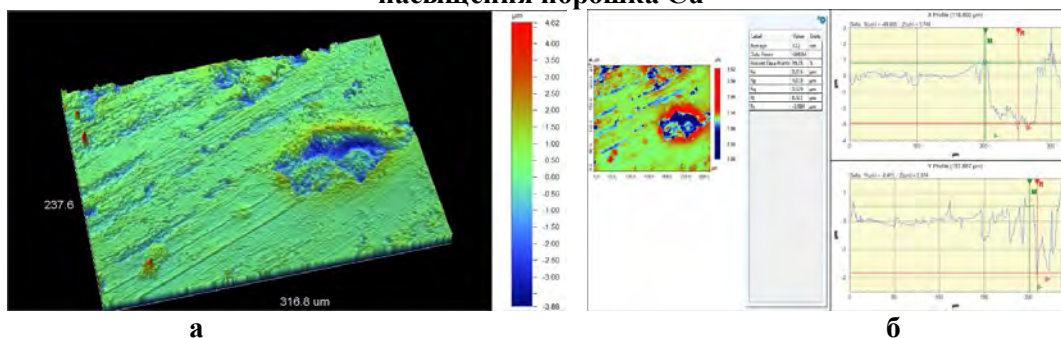


Рис. 8. Топография (а) и профилограммы (б) поверхностей износа после 5 часов исследований комплексных боридных покрытий, полученных при введении в среду для насыщения порошка Cu₃P

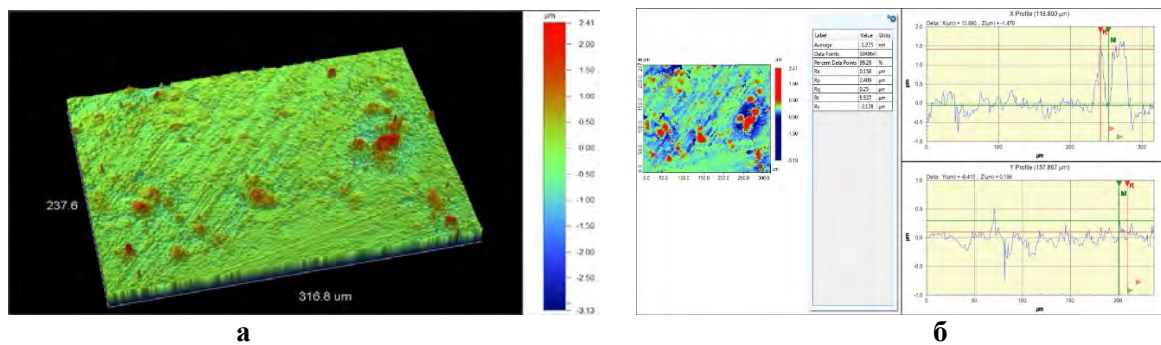


Рис. 9. Топографія (а) і профілограмми (б) поверхностей износа после 5 часов исследований комплексных боридных покрытий, полученных при введении в среду для насыщения порошка Cu_2O

С помощью этих профілограмм были рассчитаны параметры шероховатости поверхности: R_a , R_p , R_q , R_t , R_v , где: R_a – среднее арифметическое отклонение профиля; R_p – максимальная высота неровностей профиля; R_q – средний шаг неровностей профиля; R_t – средний шаг местных выступов профиля; R_v – относительная опорная длина профиля.

Рассчитанные параметры R_a , R_p , R_q , R_t , R_v представлены в табл. 2.

Таблиця 2. Параметри шероховатости поверхностей боридных и комплексных боромедненних покриттів

Среда насыщения	Исследуемые параметры				
	$R_a, \mu\text{m}$	$R_p, \mu\text{m}$	$R_q, \mu\text{m}$	$R_t, \mu\text{m}$	$R_v, \mu\text{m}$
100 % V_4C	0,899	4,618	1,131	10,260	-6,1
$\text{V}_4\text{C} - \text{Cu}$	0,590	4,160	0,748	8,501	-4,212
$\text{V}_4\text{C} - \text{Cu}_3\text{P}$	0,316	3,773	0,529	7,985	-3,884
$\text{V}_4\text{C} - \text{Cu}_2\text{O}$	0,158	2,409	0,250	5,537	-3,128

Результаты исследования шероховатости поверхности боридных слоев, полученных в разных медьсодержащих насыщающих средах полностью коррелируют с данными износостойкости боридных слоев на протяжении всех периодов износа. Боридные фазы, в зависимости от состава насыщающих сред для получения комплексных боридных покрытий с участием меди, по мере роста износостойкости и уменьшения шероховатости поверхности можно представить в виде следующего ряда: FeB , Fe_2B (среда насыщения V_4C) \rightarrow $(\text{Fe}, \text{Cu})\text{B}$, $(\text{Fe}, \text{Cu})_2\text{B}$ (среда V_4C + порошок Cu) \rightarrow $(\text{Fe}, \text{Cu})\text{B}$, $(\text{Fe}, \text{Cu})_2\text{B}$ (среда V_4C + порошок Cu_3P) \rightarrow $(\text{Fe}, \text{Cu})\text{B}$, $(\text{Fe}, \text{Cu})_2\text{B}$ (среда V_4C + порошок Cu_2O).

Выводы. Предложены и исследованы насыщающие боридующие порошковые среды, которые позволяют формировать композиционные боромедненные покрытия.

Рентгеноспектральным и металлографическим анализом установлено дискретное распределение меди в поверхностных участках боридных покрытий. Рентгеноструктурным фазовым анализом подтверждены результаты рентгеноспектральных и металлографических исследований о наличии меди в поверхностном боридном слое фазы FeB , в результате четкого выявления линий Cu (111), (200), (220), (311), (222). Образование композита из фаз FeB и Cu возможно при введении в смесь для борирования медьсодержащего порошка Cu_2O или Cu_3P .

Использование боромедненных покрытий, полученных комплексным насыщением приводит к повышению износостойкости в условиях сухого трения – скольжения в 2 раза по сравнению с борированием. Наилучшие результаты по износостойкости показали боромедненные покрытия, полученные в порошковых средах, где за источник Cu служили соединения Cu_2O или Cu_3P . Причем покрытия, полученные в среде для борирования с добавлением Cu_2O имели износостойкость в 1,5 раза выше, чем при введении порошка Cu . Боридные слои полученные в среде с добавкой Cu_3P имеют промежуточные значения износостойкости и уступают покрытиям, полученным в среде Cu_2O в 1,2 раза.

При диффузионном насыщении шероховатость боридных покрытий и боридных покрытий, полученных при введении в среду для насыщения порошка Cu_2O , Cu_3P или Cu показало, что

наименьшую шероховатость ($R_a = 0,158 \mu\text{m}$) имеют покрытия, полученные в насыщающей смеси с порошком Cu_2O , а наибольшую ($R_a = 0,899 \mu\text{m}$) – исходные боридные покрытия.

1. Лахтин Ю. М., Арзамасов Б. Н. Химико – термическая обработка металлов / Учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
2. Похмурский В. И., Далисов В. Б., Голубец В. М. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий. – К.: Наук. думка, 1980. – 188 с.
3. Ляхович Л. С., Ворошин Л. Г., Панич Г. Г., Щербаков Э. Д. Многокомпонентные диффузионные покрытия. – Минск: Наука и техника, 1974. – 288 с.
4. Глухов В. Г. Боридные покрытия на железе и сталях. – Киев: Наукова думка, 1970. – 208 с.
5. Баландин Ю.А. Повышение износостойкости стальных изделий диффузионным боромеднением, хромированием и борохромированием в псевдооживленном слое // Известия Челябинского научного центра. – 2003. – № 1. – С. 79–82.
6. Костик В. О., Костик Е. А. Исследование микроструктуры и свойств поверхностного слоя углеродистых сталей после борирования из обмазок при печном нагреве // Розвиток наукових досліджень, 2005. – Полтава: ІнтерГрафіка, 2005. – Т. 8. – С. 42–43.
7. Костик В. О., Сапуцкая О. В., Костик Е. А. Формирование микроструктуры борированного слоя на поверхности углеродистой конструкционной и инструментальной сталях из обмазок при печном нагреве // Восточно – Европейский журнал передовых технологий. – Харьков. – № 5/1 (17), 2005. – С. 63–68.
8. Баландин, Ю. А. Износостойкие комплексные покрытия на основе бора // Защита металлов. – 2006. – 42, № 2. – С. 150–153.
9. Ворошин Л. Г., Ляхович Л. С. Борирование стали. – М.: «Металлургия», 1978. – 240 с.
10. Чернега С. М., Поляков І. А. Підвищення зносостійкості поверхневих шарів металів та сплавів боридними покриттями за участю міді // Вісник Національного технічного університету України „Київський політехнічний інститут”. – серія Машинобудування. – 2011. – 2, № 61. – С. 104–110.

Стаття прийнята до редакції 15.03.2015.

УДК 65.018.658.

В. А. Шабайкович, Н. С. Григор'єва*Луцький національний технічний університет***ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ПРОМИСЛОВОЇ ПРОДУКЦІЇ**

Забезпечення якості продукції розуміється по-різному. І однією з помилок є розгляд окремих чинників, що впливають на якість її формування без їх взаємозв'язку. Тому якість продукції слід розглядати системно та взаємопов'язано з усіма внутрішніми і зовнішніми чинниками. Розроблений та використаний механізм формування якісної продукції на підприємствах.

Ключові слова: якість, формування, чинники, забезпечення

Рис. 1. Табл. 1. Форм. 3. Літ. 5.

В. А. Шабайкович, Н. С. Григор'єва**ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА ПРОМЫШЛЕННОЙ ПРОДУКЦИИ**

Обеспечение качества продукции понимается по-разному. И одной из ошибок является рассмотрение факторов отдельно, влияющих на качество формирования без их взаимосвязи. Поэтому качество продукции следует рассматривать системно и взаимосвязано со всеми действующими внутренними и внешними факторами. Разработан и использован для этой цели механизм формирования качественной продукции на предприятиях.

Ключевые слова: качество, формирования, факторы, обеспечение

V. Shabaykovych, N. Grigorieva**QUALITY ASSURANCE INDUSTRIAL PRODUCTS**

Ensuring product quality is understood in different ways. Moreover, one of the mistakes is to consider some factors affecting the quality of its formation without their relationship. Therefore, the quality of the product and should be treated systematically interconnected with all the internal and external factors and used mechanism of formation of quality products in the workplace.

Key words: quality, formation, factors, assurance.

Постановка проблеми. Якість – це душа продукції, котра формується при її розробці, залежить від складових елементів, способів розробки, виготовлення, формується при її народженні, зберігається при використанні. Якість продукції є однією з головних проблем сучасності, вирішення якої має велике значення для країни. Юнеско ХХІ століття назвало Сторіччям Якості. В сучасних ринкових відносинах все більшого значення набуває методика забезпечення якості продукції за експлуатаційними показниками. За свою сутністю це технічно-організаційна проблема, тісно пов'язана з об'єктом продукції, яка і вирішується їх методами, а не економічною.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Якість продукції є одною з головних проблем сучасного народного господарства *України*, вирішення якої має велике значення. Від цього залежить економічна ефективність використання нової техніки в різних галузях промисловості, наш добробут. За останній час інженерна практика досягла значних успіхів по підвищенню якості виробів, процесів і послуг. Однак, поки що не повністю вирішені всі необхідні питання. Слід зауважити, що вихід народного господарства зі світової кризи при відкритій економіці буде неможливим без повного вирішення проблеми підвищення якості та конкурентоспроможності продукції, що випускається на внутрішні, а особливо зовнішні ринки.

Вказана проблема не є лише проблемою управління, за своєю суттю це техніко-економічна проблема, яка і вирішуватиметься їх методами. Технічно, а це основне, проблема рішається при проектуванні, виготовленні, експлуатації, сервісі та ремонті виробів. Якість продукції, що випускається, формується поетапно поступово під час проектування конструкції, технології та виготовлення і підтримується при експлуатації. Тут діють суто свої інженерні методи. Економічно ця проблема вирішується через ринок, ціну, котра відображає споживчі властивості об'єктів якості. При цьому використовуються суто економічні методи. Для правильного рішення всіх питань, що повставатимуть, такі спеціалісти як економісти, конструктори, технологи, виробничники і експлуатаційники повинні добре знати як теорію якості, так і практичне її застосування до виробів, процесів і послуг з врахуванням їх специфіки. Порушення цього ланцюжка завжди приводить до помилкових рішень взагалі, а питань якості зокрема. Звідцілья вирішується схема оптимальних рішень питань якості: теоретичні положення теорії якості –

специфіка об'єктів з точки зору підвищення якості – практичні заходи по забезпеченню високої якості – підтримка якості під час експлуатації.

В забезпеченні якості продукції створилась цікава ситуація, яка є відзеркаллям ситуації країни: для забезпечення якості продукції якби все є – запотребована продукція, підприємства для її виготовлення, технологія та організація виготовлення, кадровий потенціал, а якості немає. У більшості джерел описуються різні аспекти якості у більшості інформаційного рекламного характеру, крім основного – як же підвищити якість продукції через прогресивні технології у машинобудуванні та інших галузях [1]. Тобто чомусь обходиться основне, а саме, механізм підвищення якості. Інколи крім низької кваліфікації авторів основною помилкою у більшості випадків є вибір окремих чинників, що впливають на якість, ігноруючи їх взаємозв'язком. Але більш суттєва вина – це неякісне керівництво цілим комплексним процесом забезпечення якості машинобудівної та іншої продукції. Можна згадати слова з Святого Письма: «Якщо сліпий поведе сліпого, то обоє впадуть у яму». Так і трапилось: сліпі пишучі автори і читаючі керівники усіх рівнів до найвищих умудрилися загнати проблему якості продукції у таку глибоку яму, з якої прийдеться вибиратись роками і то з допомогою інших країн, кредитів і фондів. Це повністю підтверджують світові рейтинги якості продукції, згідно яких Україна за 24 роки незалежності постійно займає останні місця (153) поряд з слабозвинутими країнами.

Формулювання мети статті. Метою статті є розкриття механізму забезпечення якості промислової продукції та опису завдань її досягнення.

Виклад основного матеріалу. Технічно, а це головне, проблема якості продукції вирішується при розробці, виготовленні, експлуатації (діагностуванні, сервісі, ремонті). Якщо це виробництво, то діють суто свої інженерні методи, пов'язані з їх параметрами, процеси і послуги – проектні. Економічно ця проблема вирішується через ринок, ціну, конкуренцію, котрі мають відображати споживчі властивості об'єктів якості. можна зазвати: непомірне та дике збагачення за будь-яку ціну та будь-якому місці, необмежений вплив політики на економіку, не кваліфікованість, розвал економіки і особливо промисловості, поганий соціально-політичний клімат в державі, низька духовність, дальша відсутність відчуття господаря та інші чисельні супутні негативні причини, породжені невмілим дилетантським керівництвом на всіх щаблях. Особливо негативний вплив як на якість продукції, так і само її виробництво вказала розв'язана війна в Донбасі, результатами якої було фактичне знищення виробництва.

Тому цей стан слід терміново міняти, оскільки він ще має основоположне значення для іміджу України, її міжнародного становища і головне - наш добробут. За останній час світова практика досягла значних успіхів підвищення якості продукції, які поки нікого не зацікавили, хоча їх в першу чергу потрібно було використовувати. По-перше, це проблема технічна, розв'язувана інженерними методами, а не економічна, як дехто вважає. По-друге, якість продукції формується по всьому ланцюжку життєвого циклу продукції, а не тільки виготовлення. Це вимагає іншого підходу, в тому числі перегляду застарілих конструкцій машинобудівних виробів, процесів, послуг і їх заміни. По-третє, забезпечення якості продукції має бути мало витратним, для чого буде потрібно адресне фінансування як з метою оновлення самої продукції, матеріально-технічної бази підприємства, так і підготовки кадрів від робітників до міністрів. Упор повинен бути зроблений виключно на фахівців, а не економістів чи якісь політичні квоти. Проблема якості вирішується в тісному взаємозв'язку з іншими функціями такими як економіка (виробництва), так і держави, побудованими на принципах системної інтеграції

Відомо, що на формування якості продукції мають безпосередній вплив як внутрішні, так і зовнішні чинники, породжуючи свої причини, які тісно та постійно взаємодіють між собою. Тому цю проблему слід розглядати комплексно. На початку для забезпечення високої якості продукції необхідно підготувати відповідний родючий ґрунт, усунувши в першу чергу вплив зовнішніх чинників, тобто законодавчого супроводу, негативного впливу олігархів з їх корумпованістю, способи прихватування та збагачення за всяку ціну і в будь-якому місці та вплив політики на економіку, скасування непродуманих, суперечливих та й непотрібних шкідливих реформ. Але почати слід з заміни олігархо-люмпенської економіки країни.

На мал.1 названі внутрішні та зовнішні чинники, що визначають якість будь-якої продукції. Для підвищення якості та конкурентоспроможності продукції необхідно зменшити, а для ефекту краще усунути, негативний вплив в першу чергу зовнішніх чинників, а потім і внутрішніх [2]. В першу чергу це заміна олігархо-люмпенської моделі економіки, усунення спотворень приватизації (фактично «прихватування»), зосередженості на політичній боротьбі, непродуманості, суперечливості та непотрібності багатьох реформ, неспроможності законодавства, поганої

податкової системи, використання керівництвом владних функцій для збагачення, розкрадання бюджету, бюрократизація, штучне створення ситуацій для збагачення та багато іншого непотребу. Все це необхідно планомірно усувати, відновлюючи виробництво якісної продукції, орієнтуючись на досягнення розвинутих країн світу.

Тільки після цього можна переходити до роботи з внутрішніми факторами. Це заміна застарілої продукції та технології її виготовлення, оновлення старого зношеного обладнання,

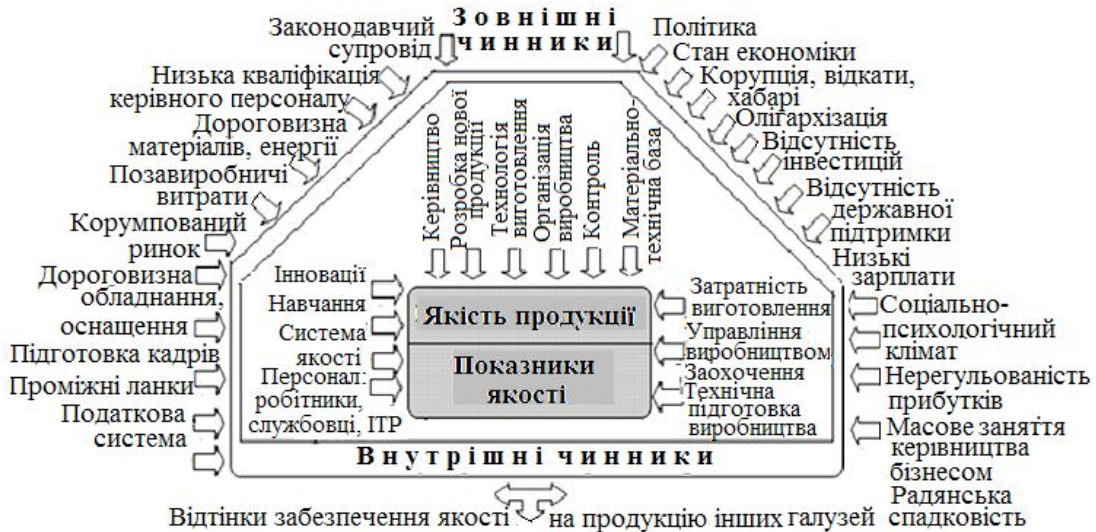


Рис. 1. Чинники, які визначають формування якості продукції

суттєве зменшення витратності продукції, підвищення кваліфікації виробничого та управлінського персоналу і багато іншого [3]. За цей час придумали навіть «захист» неякісної продукції: ввели різні оплати, збори для захисту вітчизняного виробника і т.п. Приміром, щоб захистити бракороба, згідно закону потрібно попередити його за 10 днів про можливу перевірку - раніше на виробництво не пустять! Кожному зрозуміло, що за цей час можна усунути будь-які недоліки. А за сам брак передбачені дрібні штрафи,

Але є ще одне не менш важливе питання: хто буде проводити роботи по забезпеченню якості продукції. Як показала практика, таких людей взагалі немає, хоча це вимагає уточнення. Ні в існуючих командах такі спеціалісти відсутні, а справжніх спеціалістів туди просто не допускають. Не може бути, щоб в Україні, яка славилась своїми кадрами, таких людей не було. Це підтверджує і повідомлення про можливість найму на роботу іноземців топ-менеджерів, особливо в ... Кабінет Міністрів. А де зникла справжня школа директорів і головних інженерів підприємств, інженерно-технічних робітників, простих робітників, які завжди випускали якісну продукцію?

Тому внутрішні чинники обмежені головними, а саме: розробкою сучасної продукції та технології, організацією сучасного виробництва, матеріально-технічною базою підприємства, управлінням виробництвом, мірами заохочення, широким застосуванням інновацій, навчанням персоналу на всіх рівнях, строгим контролем, тощо. Але всі ці внутрішні чинники не спрацюють, коли не буде справжньої підтримки ззовні, тобто буде усунений вплив зовнішніх.

З цієї ситуації пригадується відома байка Крилова І.А. «Беда коль пироги начнет печи сапожник, а сапоги тачать пирожник». І дійсно, посипалися, як з дірявого мішка безглузді реформи, закони, і інший непотріб. Можна також згадати фрігійського царя Мідаса з VII століття до нашої ери. - До чого він доторкався, все перетворював на золото. Напрошується порівняння з точністю до навпаки: до чого не доторкнуться наші сучасні антимідаси – все перетворюється на мотлох, який гальмує будь-який розвиток країни, але при цьому вони самі озолочуються. Підтверджується це їх 24-річної «діяльністю». А головне, що немає винних – так трапилось і все.

Схема механізму забезпечення якості продукції, яка наведена на мал. 2, охоплює всі етапи виготовлення виробу з його подальшою експлуатацією, починаючи від маркетингу і до експлуатації виробу при врахуванні супутніх витрат. Схема має можливість довільного розгортання як за етапами, так і витратами. В подальшому розгортання іде за окремими показниками якості і тому може виступати як механізм забезпечення якості продукції з врахуванням супутніх витрат. Маркетинг повинен розглядатися як обґрунтована підстава створення якісного виробу, оскільки лише там можна встановити як контури самого об'єкту

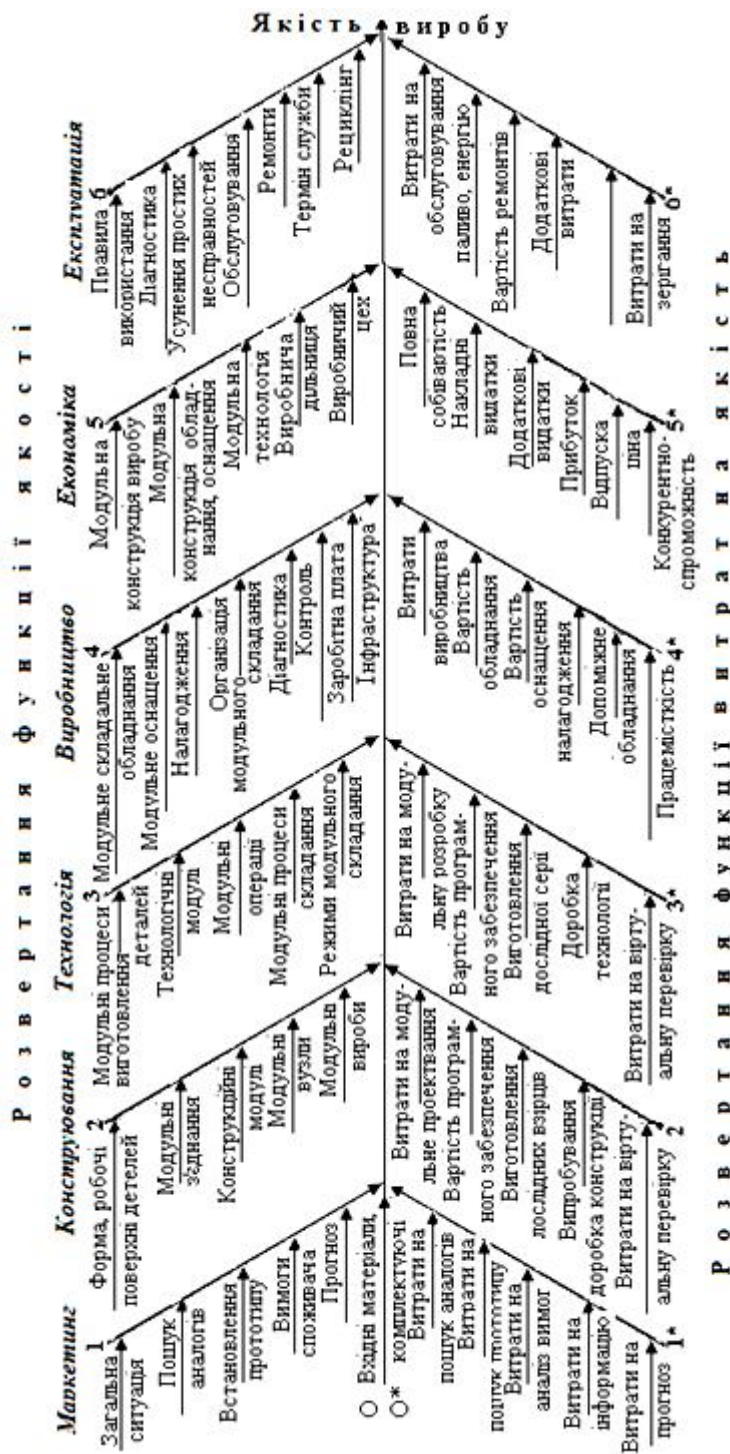


Рис. 2. Схема механізму забезпечення якості продукції

витрати, які також необхідно конкретизувати. Наступним аналізується виробничий етап, який включає такі основні завдання: технологічне обладнання, оснащення, діагностику та контроль виготовлення, організацію виготовлення та потрібну інфраструктуру. Вирішенню цих питань також відповідають конкретні витрати.

На етапі експлуатації розробляються технічно та економічно обґрунтовані головні правила користування виробом, проведення діагностики під час роботи, основні види обслуговування, рекомендації щодо необхідності біжучих, середніх і капітальних ремонтів, забезпечення гарантованого терміну служби і рециклінг. При цьому вказують ся потрібні витрати на проведення робіт, потрібне паливо, енергію, вартість ремонтів, зберігання, виконання інших додаткових робіт, пов'язаних з особливостями самої продукції (наприклад, експлуатація зброї, ракет, літаків, тощо).

подальшої розробки, так і його потрібні якісні та витратні характеристики. Ланцюжок простий: на підставі інформації про подібні вироби після аналізу вимог споживачів проводиться вибір аналогів і прототипу, а також очікуваних витрат, які понесе виробник. Очевидно, що якщо цей обсяг робіт буде виконаним неналежно, то організація випуску продукції може привести до негативних наслідків, в тому числі в найближчому майбутньому і можливого банкрутства. При конструюванні виробів закладаються основи якості, а для отримання високої якості з мінімальними витратами необхідне використання сучасної методики проектування, починаючи від встановлення форми і стану робочих поверхонь деталей, формування їх з'єднань, конструкцій, в тому числі і технологічного обладнання з оснащенням. Цьому етапу відповідатимуть основні витрати на саме проектування, програмне забезпечення, виготовлення дослідних зразків, їх випробування та доробку.

Розробка технології виготовлення вимагає застосування особливої методики. Оскільки якість виробів залежить і від самих деталей, то обов'язковим є також розробка технологічних процесів виготовлення деталей чи існуючих виробів, в яких і закладається частина витрат. Виконання зазначеного супроводжують необхідні

В подальшому забезпечення якості проводиться за окремими показниками і витратами (мал. 3). Схемою розгортання є об'ємна матриця [2]. Матриці розгортання функції витрат за етапами виготовлення W_{ij} розташовані фронтально об'ємної матриці і розгортаються вглиб її за окремими показниками якості, описуючи їх по кожному показнику, що відповідає її вертикальним фронтальним січенням. Поперечні матриці V_{ij} , перпендикулярні фронтальним, описують витрати за окремими показниками якості. Горизонтальні матриці P_{ij} описують показники якості, котрі досягаються на окремих етапах виготовлення. Горизонтальні січення вглиб об'ємної матриці відповідають окремим витратам.

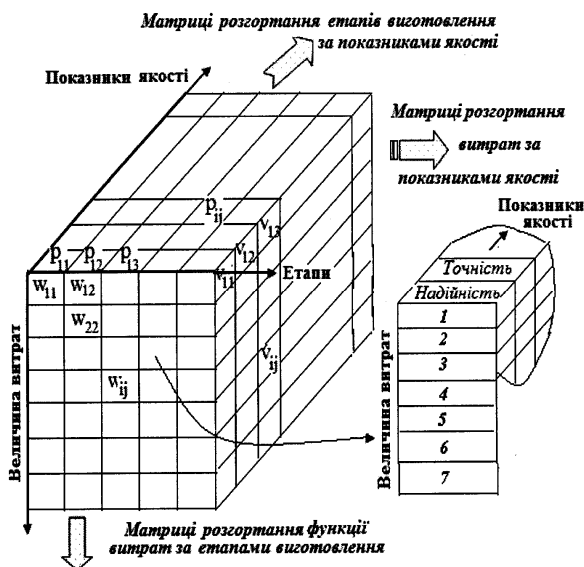


Рис. 3. Об'ємна матриця механізму забезпечення якості продукції

показник якості [3]. Основні труднощі при заповненні описаних матриць полягають у визначенні окремих її елементів, а саме, розділення витрат за окремими показниками якості на різних етапах виготовлення виробів. Необхідні роботи для підвищення окремого показника якості вимагають як знання функціональних і конструкційних особливостей конкретного виробу, так і володіння інноваційною методикою прийняття рішень. Але це може зробити виключно вузький висококваліфікований спеціаліст, якому відомий механізм формування та підвищення якості окресленої групи виробів і методика інноваційних рішень. Наприклад, конструктор - по зміні конструкції елементів виробу, технолог - по розробці технології виготовлення як обробки деталей виробу, так і його складання, виробничник - по їх виготовленню, економіст - по розрахункам необхідних витрат [4], тощо. Інші спеціалісти вказаних завдань виконати не зможуть.

Висновок. Такий підхід дозволяє врахувати, задовольнити і реалізувати вимоги споживачів щодо якості продукції за рахунок застосування механізму його забезпечення. При виготовленні продукції це можна провести за допомогою діаграми, яка розкриває взаємозв'язок між якістю та витратами на неї. На її основі складається об'ємна матриця та схема формування окремих показників якості на етапах виготовлення виробів за необхідними витратами. Схема є типовою і може бути використаною в інших галузях для організації випуску високоякісної продукції. При цьому, можна вирішувати як пряму, так і обернену задачу. Пряма задача полягає у визначенні витрат на забезпечення показників якості виробу, а обернена - встановленню за потрібними показниками якості необхідних витрат.

1. Шаповал М. І. Менеджмент якості [Текст]: підруч. для студ. вищ. навч. закл. / Микола Іванович Шаповал. – Вид. 3-тє, виправ. і доп. – К.: Знання, 2007. – 471 с.: іл. – Бібліогр.: С. 468-471. – ISBN 966-620-224-7.
2. Шабайкович В. А. Управління забезпеченням якості продукції [Текст]: посіб. для студ. вищ. навч. закл. / Віктор Антонович Шабайкович; Львів. ін.-т менеджменту. – Львів: Ін.-т менеджменту., 2013. – 235 с. – Бібліогр.: с. 229-235 (33 назв.).
3. Петрович Й. М. Економіка підприємства [Текст]: підруч. для студ. вищих навч. закл. / Йосип Михайлович Петрович, Галина МIRONІВНА Захарчин, Галина ІВАНІВНА Кіндрацька та ін.; за заг. ред. Й. М. Петровича. – Вид. 2-е, виправл. – Л.: Магнолія-2006, 2008. – 580 с. – (Вища освіта в Україні). – ISBN 966-8340-20-5.
4. Економічний аналіз. [Текст]: підруч. для студ. вищ. навч. закл. / Галина ІВАНІВНА Кіндрацька, Микола СЕРГІЙОВИЧ Білик, Анатолій ГРИГОРОВИЧ Загородній. Вид. 3-тє, перероб. і доп. – К.: Знання, 2008. – 488 с.: іл. – Бібліогр.: с. 461-464. – ISBN 978-966-346-592-0.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

УДК 66.045

A. A. Shapoval, J. M. Panov, J. V. Saulina*National Technical University of Ukraine "Kiev Polytechnic Institute"***TO ENGINEERING CALCULATION OF THE INFLUENCE OF POROUS STRUCTURE-COATING CHARACTERISTICS ON THE BEGINNING OF WATER BOILING**

The article presents the results of experimental studies of impact of basic characteristics and parameters of porous metal fiber structures on two-phase heat transfer intensity during water boiling on porous surfaces. The simplified empirical formulas were obtained. The formulas are necessary for engineering calculations of heat transfer coefficients under conditions typical for heating zones of heat pipes and thermosyphons, operating in low temperature range of chemical-energy and heat-recovery equipment.

Key Words: heat pipe, thermosyphon, metal-porous materials, capillary structure, porosity, intensity of two-phase heat transfer, beginning of boiling, heat transfer, heat exchange.

А. А. Шаповал, Є. М. Панов, Ю. В. Сауліна**ДО ІНЖЕНЕРНИХ РОЗРАХУНКІВ ВПЛИВУ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРИСТИХ СТРУКТУР-ПОКРИТТІВ НА ПРОЦЕСИ ЗАКИПАННЯ ВОДИ**

Представлено результати експериментальних досліджень впливу основних характеристик і параметрів пористих металевих волокнистих структур на інтенсивність двофазного теплообміну при кипінні води на пористих поверхнях. Отримано спрощені емпіричні формули, необхідні для інженерних розрахунків коефіцієнтів тепловіддачі в умовах, типових для зон нагрівання теплових труб і термосифонів, функціонуючих у низькотемпературних діапазонах роботи хіміко-енергетичного та теплоутилізуючого обладнання.

Ключові слова: тепла труба, термосифон, метало-пористі матеріали, капілярна структура, пористість, інтенсивність дво-фазного теплообміну, початок кипіння, теплопередача, теплообмін.

А. А. Шаповал, Е. М. Панов, Ю. В. Сауліна**К ИНЖЕНЕРНЫМ РАСЧЁТАМ ВЛИЯНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРИСТЫХ СТРУКТУР-ПОКРЫТИЙ НА ПРОЦЕССЫ ЗАКИПАНИЯ ВОДЫ**

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния основных характеристик и параметров пористых металлических волокнистых структур на интенсивность двухфазного теплообмена при кипении воды на пористых поверхностях. Получены упрощенные эмпирические формулы, необходимые для инженерных расчетов коэффициентов теплоотдачи в условиях, типичных для зон нагрева тепловых труб и термосифонов, функционирующих в низкотемпературных диапазонах работы химико-энергетического и теплоутилизационного оборудования.

Ключевые слова: тепловая труба, термосифон, метало-пористые материалы, капиллярная структура, пористость, интенсивность двух-фазного теплообмена, начало кипения, теплопередача, теплообмен.

Two-phase heat-transfer devices – heat pipes (HP) and their variations – thermosyphons (TS) have been lately rapidly developing and getting implemented in many industries [1,2]. The most promising and effective designs of HP are the heat-pipe heat exchangers-recovery (HPHE), the basic elements of which are heat pipes. Important advantages of HPHE are the following: 1) for complex thermo-physical and operational parameters and characteristics HPHE dominate by classic recuperative heat exchangers (considering equal sizes) [3,4]; 2) design of HPHE is simple, and their mass production can be quickly adjusted (given that HP are supplied by specialized companies); 3) the problem of thermal expansions compensation of heat-tension surfaces, which are essential for classic heat exchangers, is almost absent in HPHE; 4) the reliability rate of HPHE functioning is quite high.

Quality and thermal characteristics of HP and TS directly depend on the types, characteristics and parameters of metal-porous materials (MPM) [5], which are important structural elements of HP. MPM serve as capillary structures in HP (transporting working fluids inside HP) and, simultaneously, two-phase heat transfer intensifiers in the areas of heating (boiling) and cooling (condensation) zones in HP [6].

Among defining characteristics of MPM are: 1) porosity Θ_{mfM} ; 2) effective pore diameter D_{ef} (sometimes known as average diameter); 3) size fractions (for fiber MPM — fiber length L_v and fiber diameter d_v); 4) thermal conductivity of metal fibers λ_{met} and thermal conductivity of porous structure λ_{ks} . The values of porosity Θ_{mfM} and frame heat conductivity λ_{ks} significantly affect the parameters of heat exchange inside the HP. If λ_{ks} increases, the intensity of two-phase heat transfer also significantly increases, while the values of thermal resistance of heat pipes (R_{hp}) reduce. Therefore, the calculations of

MPM characteristics quantitative impact on heat transfer coefficient α is an important task in engineering practice, development and production of effective heat pipes.

Experimental equipment and methods. The aim of the work was to investigate the influence of porosity Θ_{mfM} values of porous metal structures-coatings cauterized to smooth metal heating surface on the intensity of two-phase heat transfer process in modes, that are typical for HP and TS working. A scheme of experimental setup is given in [7]. Figure 1 shows the scheme-design of two working stations required for the research of heat transfer intensity of water and acetone boiling in conditions typical for heat pipes (Figure 1, II) and termosyphons (Fig. 1, I) working. A number of MPM prototypes was created with different characteristics of porosity, thermal conductivity and thickness. The main characteristics of MFM changed in the following ranges: $\Theta_{mfM} = 35-95$ (%); $\lambda_{ks} = 0,2-60$ W/(m·K); MPM thickness $\delta_{mfM} = 0,2-4$ mm; $L_v = 3-12$ mm; $d_b = 20-70$ microns; MPM materials — copper and stainless steel (9H18N10T). Porous materials (structures) made previously were sintered to copper substrates. Parameters of researched MPM provided enough wide range of fiber sizes and porosity.

During the experiments MPM prototypes 6 (cylindrical form) with previously sintered to copper substrate porous fibrous structure was sintered to the butt end of copper cylindrical heater 3. Six copper-constantan thermocouples were previously sintered to inner butt end of substrates. Values of them were averaged. Heat flow generated by the wire heater 2 (or 3) was regulated via autotransformer and through a cylindrical rod heater 1 rose to the prototype 6 of porous structure. The values of heat flow [W] reaching certain values of stationary thermal modes were measured with a precision Wattmeter, temperatures - with digital microvoltmeter. Non-working surfaces of the cylinders were insulated with glass and basalt fiber 20. The calibration experiments during water boiling on technically smooth copper surfaces showed high reliability of the obtained results. The results of calibration were compared with known literature data of Tolubinskiy, Labuntsov as well as with boiling curves calculated by Kutateladze and Rozenow formulas. The errors of determined heat transfer coefficients did not exceed 7-12%, depending on the density values of summed heat flows q . The values of heat flow density q were in the range of $(0-250) \cdot 10^4$ W/m².

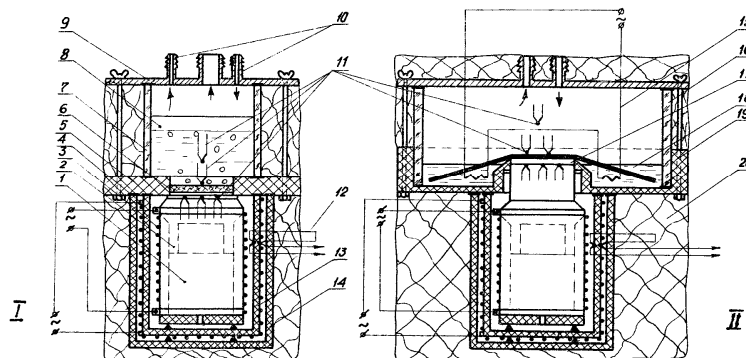


Fig. 1. Scheme of work stations of experimental setup for investigations of heat exchange during beginning of boiling and boiling of water on surfaces with porous capillary structures

1 - the power supply to the sample of porous structure; 2 - "small" heater; 3 - main ("big") heater; 4 - guard heater; 5 - fluoroplastic flange; 6 - sample of porous material; 7 - glass cylinder; 8, 18 - liquid; 9 - lid; 10 - connections; 11 - thermocouples; 12 - differential thermocouple; 13 - alundum casing; 14 - ceramic casing; 15 - auxiliary heater; 16 - cylinder; 17 - sample of metal-fiber capillary structure; 19 - flange; 20 - insulation.

Research results. The results of experiments conducted in boiling water on the surfaces with metal porous materials in condition of free fluid motion and in condition of capillary transport are shown in Fig. 2. The results showed that copper fibrous structures with average porosity (40-50%) in the range of thicknesses from 0.5 to 1.0 mm provide the highest heat transfer coefficients α . A significant increase in the intensity of heat transfer during boiling on porous surfaces compared to the smooth technical surfaces can be justified by applying proposed in [8] semi-empirical model of two-phase heat transfer. The essence of the model is the hypothesis about significant effect of thermal properties of capillary structure-coverage (in particular - its thermal conductivity λ_{ks}) on boundary conditions during bubbles formation in pores and during the porous channels formation in structures. The experimental data for boiling conditions at the free flow of water is summarized satisfactorily with empirical formula (1).

$$\alpha, \text{ BT}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$$

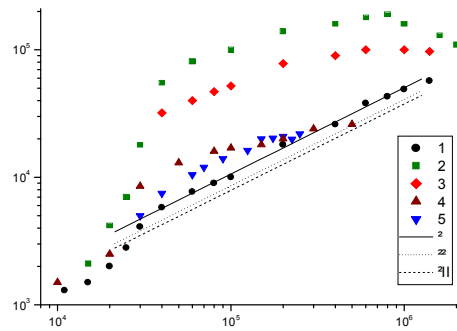


Fig. 2. The intensity of heat exchange of water boiling on surfaces with metal-fiber capillary structures in free movement of fluid at atmospheric pressure

Heat flow density q , W/m^2

1 - technical smooth surface; copper fibrous capillary structures ($\Theta = 40\%$ $\delta = 0.8$ mm): 2 - sintered capillary structure; 3 - pressed capillary structure; corrosion-resistant capillary structures (steel): 4 sintered capillary structure: $\Theta = 88\%$, $d = 0,8$ mm; 5- pressed capillary structure: $\Theta = 84\%$, $d = 0,4$ mm; curves I-III - water boiling on a smooth technical surface (published data of various authors)

The proposed formula takes into account the degree of such influence on the intensity of heat transfer characteristics and main parameters of MPM, namely, porosity, thickness of the structure, its thermal conductivity, effective pore size and physical characteristics of liquids. The impact of the latter is illustrated by known in boiling complex Labuntsova. The formula is:

$$\alpha = c \cdot q^n \cdot \delta_{mfM} \cdot \lambda_{ks}^{0.6} \cdot \Theta^m \cdot D_{ef}^{0.15} \cdot [\lambda_{fl}^2 / (v_{fl} \cdot \sigma_{fl} \cdot T_s)]^{0.33} \quad (1)$$

The coefficient of proportionality $c = 2 \cdot 10^4$; $n = 0,15 \cdot \delta_{mfM}^{-0.14}$ at $1 \cdot 10^{-3} \text{ m} \leq \delta_{mfM} < 0,8 \cdot 10^{-3} \text{ m}$; $n = 0,0535 \cdot \delta_{mfM}^{-0.28}$ at $0,8 \cdot 10^{-3} \text{ m} \leq \delta_{mfM} \leq 10 \cdot 10^{-3} \text{ m}$; $m = 2,4 \cdot \Theta$. The values of physical quantities and parameters are necessary to substitute in formula (1) in the SI system.

The feature of the studies of water boiling on the surfaces with MPM was the following: the experiments in free movement of water (mode of termosyphones operation) were performed by following conditions: 1) the existence of certain "underheating" of water to the boiling point; 2) heating water to such values of temperature, which were only a few tenths of a Celsius degree lower than tabulated values of boiling point, typical for atmospheric pressure (during the measurement).

The start of water boiling was recorded visually at the moment of appearance and isolation of the first steam bubbles (steam jets), which were formed in the pores-channels. Accordingly, the temperature pressures ΔT_{bb} were measured (for each experimental sample of MPM). Such temperature pressures are considered the defining for boiling beginning characteristics on porous surfaces.

The results of experiments conducted with water boiling on the surface of fiber MPM in free movement of fluid are shown in Fig. 2 in the form of dependence $\Delta T_{bb} = f(\Theta_{mfM})$ by changing of thermal conductivity values of MPM and average (effective) pore diameter Def.

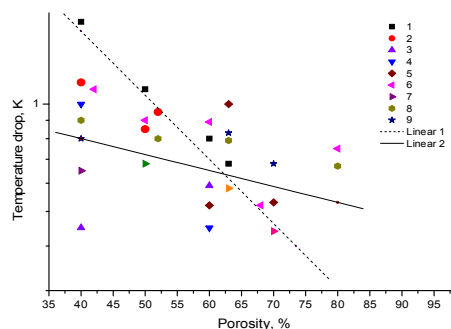


Fig. 3. The impact of the characteristics of porous metal fiber materials on thermal pressures at the beginning of water boiling on porous surfaces

The thickness of porous fibrous structures-coverages: 1- 0.1 mm; 2 - 0.2; 3 - 0.4; 4 - 0.6; 5 - 0.8; 6 - 1.0; 7- 2.0; 8-4.0; 9-10.0. Curves: I - for the authors of [6]; II - for authors of the article.

It is known, that during boiling of extra-heated water on smooth surfaces in conditions of free convection the temperature pressures ($\Delta T = T_{\text{surface}} - T_{\text{saturation}}$) necessary for boiling, are in the range of 7-10 °C [6-8]. The results of authors [6] summarized in a curve II (Fig. 3) show, that porosity increasing of fibrous MPM makes the temperature pressures of boiling beginning to decrease. The relatively large number of "big" pores is present for highly porous MPM. Such structures have lower Laplace capillary forces, than structures with "shallow" pores. Capillary forces are essential for the growth and movement of bubbles through steam channels. It should also be noted, that thermal characteristics of MPM affect the processes of evaporation and steam movement through the channels (or "trunks"), besides capillary forces and hydraulic resistance of "channels". Foremost thermal conductivity of MPM affects ΔT_{bb} .

Experimental data obtained in our study indicates that the impact of MPM porosity Θ on temperature pressure of boiling ΔT_{bb} is (to some extent) the same compared to the results obtained by the authors [6]. Curve II in Fig. 3 was calculated by the formula proposed in [6]. Our results (curve I in Fig. 3) show that the degree of influence of MPM porosity Θ is significantly smaller (weaker) compared to the results of calculations performed by the respective authors formula [6].

As a result of generalization of the experimental data the following formula was suggested. It allows to determine the temperature pressures of boiling water at free convection (working in termosyphons conditions) on the surface of the fiber MPM, for the conditions of atmospheric air pressure:

$$\Delta T_{bb} = c \cdot k \cdot \Delta T_{bb}^{ss} \cdot \Theta^m \cdot \lambda^{ks} \cdot D_{ef}^p, \quad (2)$$

where ΔT_{bb}^{ss} – temperature pressure of the beginning of boiling water on the technical smooth surfaces (defined by formulas known from the literature); coefficient $p = 0.25$; $m = 0,25$; $p = 0,15$. The coefficient k depends on the thermal conductivity of metal fiber fractions. For copper MPM it is calculated by the empirical formula (3) as follows:

$$k = 2,15 - 0,003 \cdot \lambda_{\text{met}} \quad (3)$$

The effect of heat conductivity of fibers obtained from other metals on the beginning of boiling in the latter conditions should be investigated further. The values of calculated parameters and characteristics of MPM in obtained formulas (in SI units) are used in dimensionless form.

1. Spalding, D.B. Heat exchanger design Handbook [Text] / Handbook of heat exchanger: In 2 volumes V.2. Per.s English. Ed. B.S.Petuhova, V.K.Shykova – Moscow: Energoatomizdat, 1987. – 352 p.
2. Chy, S. Heat Pipes. Theory and Practice [Text] / S.Chy – Moscow: Mashinostroenie, 1981. – 208 p.
3. Vasiliev, L.L. Heat pipe exchanger [Text] / L.L.Vasyliiev. – Minsk: Science and Technology, 1981. – 144 p.
4. Gershuny, A. Heat pipes of evaporative-condensing type for nuclear energy technologies. [Text] / A.N.Gershuny, A.P.Nyschyk, E.N.Pysmenny. – Kyiv: Naukova Dumka, 2012. – 223 p.
5. Kostornov A. G. Permeable metal-fiber materials [Text] / Kostornov A.G – K.: Tekhyka, 1983. – 128 p.
6. Semena M. G. Heat pipes with metal-fiber capillary structures [Text] / M.G.Semena, A.N.Gershuny, V.K.Zarypov – K. Tekhnyka, 1984. – 282 p.
7. Shapoval A. A. Influence of accession to the porous structure of solid surfaces on the two-phase exchangers, mines and thermal contact resistance [Text] / A. A. Shapoval, Ye. M. Panov, K. I. Skrupka, Saulina Y., Shapoval Art. A. // Chemical engineering, environment and resource conservation. – 2012. № 1 (19). – P. 5–9.
8. Shapoval A. A. By modeling heat transfer processes at boiling on the surface with unordered porous structures [Text] / A. A.Shapoval // Minsk: Heat and Mass exchange MMF-2000, V. 5: Heat-Mass Transfer in two-phase Systems. – 2000. P. 198–204.

Стаття прийнята в редакцію 25.03.2015.

УДК 539.375

І. П. Шацький

**ДВОБІЧНІ ОЦІНКИ ГРАНИЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ ЗГИНУ ДЛЯ ПЛАСТИНИ
З ПЕРІОДИЧНОЮ СИСТЕМОЮ КОНТАКТНИХ ТРІЩИН**

У двовимірній постановці розглядається проблема згину пластин, ослаблених періодичними системами наскрізних прямолинійних тріщин, з урахуванням контакту берегів. З використанням локального та інтегрального по товщині силового та енергетичного критеріїв лінійної механіки руйнування побудовано верхню та нижню оцінки значень граничного навантаження.

Ключові слова: пластина, згин, закриття тріщини, граничне навантаження, двобічні оцінки.

Рис. 1. Табл. 1. Форм. 10. Літ. 14.

И. П. Шацкий

**ДВУСТОРОННИЕ ОЦЕНКИ ПРЕДЕЛЬНОЙ НАГРУЗКИ ИЗГИБА ДЛЯ ПЛАСТИНЫ
С ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМОЙ КОНТАКТНЫХ ТРЕЩИН**

В двумерной постановке рассматривается проблема изгиба пластин, ослабленных периодическими системами сквозных прямолинейных трещин, с учетом контакта берегов. С использованием локального и интегрального по толщине силового и энергетического критериев линейной механики разрушения построены верхняя и нижняя оценки значений предельной нагрузки.

Ключевые слова: пластина, изгиб, закрытие трещины, предельная нагрузка, двусторонние оценки.

I. P. Shatsky

**TWO-SIDE ESTIMATES OF LIMITING BENDING LOAD FOR PLATE
WITH PERIODICAL SYSTEM OF CONTACT CRACKS**

A problem of plates bending, weakened by periodical systems of through rectilinear cracks, with consideration of edges contact is reviewed. A detailed analysis of solutions of a problems got earlier subject to the classical theories of plane stressed state and plate bending within the framework of a model of contact along the line has been made for following configurations of defects: periodical line of collinear cracks, periodical system of parallel cracks, star-shaped cut. The values of forces and moments intensity factors near the cracks tips have been calculated.

Process of propagation of the crack with irregularly stressed front consists of two stages: irregular over its thickness consistent growth of the crack when load reaches its lower limiting value and catastrophic unstable propagation of the crack when load reaches its upper limiting value. Analytical and numerical estimates of such extreme values are made with use of the force and energy criteria of linear mechanics of fracture.

Key words: plate, bending, crack closure, limiting load, two-side estimates.

Вступ. Успіх прогнозування ресурсу дефектних тонкостінних конструкцій, яке належить до актуальних задач механіки та матеріалознавства, значною мірою визначається адекватністю прийнятих моделей. Якщо тріщиноподібні дефекти потрапляють у зону напружень стиску, можливим стає їхнє закриття, яке слід відобразити у розрахунковій схемі. Для дослідження цього явища в задачах згину пластин та оболонок доволі ефективною є модель контакту берегів уздовж лінії в лицьовій поверхні [1, 2]. В рамках такого підходу на сьогодні, зокрема, розв'язано значне число періодичних задач про взаємодію тріщин за згину пластин з урахуванням контакту берегів [3–10]. Характерним для згаданих робіт є визначення руйнівного моменту із інтегрального по товщині енергетичного критерію лінійної механіки руйнування [12]. Однак нерівномірний розподіл напружень по товщині пластини поблизу вершин тріщини потребує детальнішого аналізу картини руйнування. У доповіді [11] запроваджено двобічні оцінки граничного навантаження згину для пластини з поодинокую прямолинійною тріщиною. При цьому поряд з інтегральним по товщині критерієм міцності використовуються і локальні критерії для найбільш напружених зон поблизу лицьової поверхні пластини.

Мета цього повідомлення – розповсюдити тактику побудови двобічних оцінок руйнівного навантаження на періодичні задачі згину пластин з контактними тріщинами. Тут подаємо загальну розрахункову схему розв'язування періодичних задач про закриття тріщин при згині пластини за умов, що локальний напружено-деформований стан біля кожної тріщини є симетричним відносно її лінії. Розглянуто приклади, що ілюструють вплив контакту берегів дефектів та періодичності їх розташування на граничну рівновагу пластини.

Постановка задачі та розрахункова схема. Розглянемо ізотропну пластину, яка займає в декартових координатах область $(x, y, z) \in \Omega \times [-h, h]$ і послаблена масивом прямолинійних наскрізних тріщин $L = \bigcup_k L_k$. Вважаємо, що область Ω з сукупністю розрізів L , а також задане

згинальне навантаження мають високий ступінь симетрії, такий, що всі тріщини перебувають в однакових умовах (іншими словами, розглядаємо періодичні задачі). Крім того, припускаємо, що в околі кожної з тріщин напружено-деформований стан є симетричним відносно лінії її розташування, тобто на контурах L_k відсутні розриви дотичних переміщень. Досліджуємо вплив взаємного розташування тріщин та контакту їх берегів на граничну рівновагу пластини.

При сформульованих припущеннях пружна рівновага пластини, що містить періодичну систему тріщин з контактуючими берегами, описується крайовою задачею для пари бігармонічних операторів із взаємопов'язаними крайовими умовами на розрізах:

$$\Delta \Delta \varphi = 0, \quad D \Delta \Delta w = q(x, y), \quad (x, y) \in \Omega \setminus L; \quad (1)$$

$$[u_n] = h |[\vartheta_n]| > 0, \quad M_n = h N_n \operatorname{sgn}[\vartheta_n], \quad N_n \leq 0, \quad (x, y) \in L. \quad (2)$$

Тут φ – функція Ері, w – прогин пластини, Δ – оператор Лапласа; $[u_y], [\vartheta_y]$ – стрибки переміщення та кута повороту нормалі на розрізі; N_y, M_y – мембранне зусилля та згинальний момент; q – поперечне навантаження, $D = 2Eh^3 / (3(1 - \nu^2))$, E і ν – модуль Юнга та коефіцієнт Пуассона матеріалу пластини.

Припускаємо, що береги розрізів контактують на усій довжині.

На контурі $\partial\Omega$ можуть задаватися умови в зусиллях, моментах або в переміщеннях чи кутах повороту.

Для побудови розв'язку задачі (1), (2) скористаємось методом сингулярних інтегральних рівнянь. В силу періодичності крайові умови (2) достатньо виконати лише на одному розрізі. Нехай це буде відрізок L_0 , який лежить на осі абсцис. Тоді $n = y$.

Вважаємо, що відомими є інтегральні вирази зусиль та моментів через похідні від шуканих функцій стрибка:

$$N_y(x, 0) = \frac{B}{4\pi} \int_{L_0} K_{11}(\xi, x) [u_y]'(\xi) d\xi,$$

$$M_y(x, 0) = M_y^0(x, 0) - \frac{Da}{4\pi} \int_{L_0} K_{33}(\xi, x) [\vartheta_y]'(\xi) d\xi. \quad (3)$$

Тут $M_y^0(x, 0)$ – функція моменту, що відповідає відомому основному напруженому станові в пластині без тріщин при заданому $q(x, y)$ та крайових умовах на $\partial\Omega$; ядра інтегральних виразів складаються із сингулярного члена типу Коші та регулярних доданків, які залежать від взаємного розташування тріщин, форми області Ω та типу крайових умов на її межі; $B = 2Eh$, $a = (3 + \nu)(1 - \nu)$.

Підставляючи вирази (3) у крайові умови (2) та виключаючи функцію $[u_y]'$, дістаємо інтегральне рівняння для знакосталого за припущенням стрибка кута повороту нормалі:

$$\frac{Da}{4\pi} \int_{L_0} \{ \kappa K_{11}(\xi, x) + K_{33}(\xi, x) \} [\vartheta_y]'(\xi) d\xi = M_y^0(x, 0), \quad x \in L_0. \quad (4)$$

Тут $\kappa = 3(1 + \nu)/(3 + \nu)$.

Слід відзначити, що формальною підстановкою $\kappa = 0$ із співвідношення (4) дістаємо рівняння для задачі згину пластини без урахування контакту берегів тріщин, коли на розрізах виконуються умови вільного краю.

Для конкретних задач розв'язки рівняння (4), які підпорядковуються додатковій умові $[\vartheta_y](\partial L_0^\pm) = 0$, будували аналітично або чисельно методом механічних квадратур. За знайденою функцією $[\vartheta_y]'(x)$ знаходили $[u_y]'(x)$, відтак за їхніми граничними значеннями обчислювали коефіцієнти інтенсивності [12] зусиль K_N та моментів K_M в околі вершини тріщини ∂L_0^\pm . Знання цих величин дає змогу встановити нерівномірний розподіл коефіцієнта інтенсивності напружень по товщині пластини:

$$k_1(z) = \frac{1}{2h} \left(K_N + \frac{3z}{h^2} K_M \right).$$

Критерії граничної рівноваги. Гіпотетично [11] картина руйнування виглядає так: за деякого нижнього критичного значення навантаження розпочинається стійке підростання тріщини на найбільш напруженій ділянці; фронт тріщини викривляється так, щоб стати рівнонапруженим. Після досягнення верхнього значення навантаження (руйнівного) відбувається розвиток тріщини по всій товщині пластини.

Початок стійкого підростання тріщини можна оцінити за силовим критерієм лінійної механіки руйнування [13], застосувавши його до найбільш напружених, близьких до лицьової поверхні, ділянок

$$\max_z \sqrt{\pi} k_1(z) = \frac{\sqrt{\pi}}{2h} \left(K_N + 3 \frac{|K_M|}{h} \right) = \sqrt{2E\gamma_*}. \quad (5)$$

Тут $\sqrt{2E\gamma_*}$ – тріщиностійкість матеріалу, γ_* – питома поверхнева енергія.

За енергетичним критерієм стійке просування тріщини у найбільш небезпечних точках розпочнеться [11], якщо

$$\max_z G(z) = \frac{\pi}{(2h)^2 E} \left(K_N^2 + (3 + \kappa) K_N \frac{|K_M|}{h} + 3\kappa \left(\frac{K_M}{h} \right)^2 \right) = 2\gamma_*. \quad (6)$$

Нарешті, розвиток тріщини як наскрізного об'єкта можна оцінити за середнім значенням потоку енергії у її вершину [12]:

$$\langle G \rangle = \frac{\pi}{(2h)^2 E} \left(K_N^2 + \kappa \left(\frac{K_M}{h} \right)^2 \right) = 2\gamma_*. \quad (7)$$

Як показано в доповіді [11], критерії (5) та (6) слугують нижніми оцінками, а критерій (7) – верхньою оцінкою граничного навантаження згину для пластин з контактними тріщинами.

Перейдемо до розгляду конкретних конфігурацій систем дефектів.

Система колінеарних розрізів на одній прямій. Нехай безмежна пластини містить періодичну систему наскрізних прямолінійних тріщин завдовжки $2l$, розташованих на осі абсцис з віддалю d між їхніми центрами. Розглядаємо рівномірний згин на безмежності ($M_y^0(x, 0) = m = \text{const}$, $L_0 = (-l, l)$). Ядра інтегральних подань (3) для цієї задачі мають вигляд [13, 14]:

$$K_{11}(\xi, x) = K_{33}(\xi, x) = \pi \operatorname{ctg} \frac{\pi(\xi - x)}{d}.$$

Розв'язок рівняння (4) у цьому разі такий:

$$\frac{Da}{4} [\mathfrak{G}_y]'(x) = \frac{m}{1 + \kappa} \frac{\operatorname{tg} \left(\frac{\pi \lambda x}{2l} \right)}{\cos \left(\frac{\pi \lambda}{2} \right) \sqrt{\operatorname{tg}^2 \left(\frac{\pi \lambda}{2} \right) - \operatorname{tg}^2 \left(\frac{\pi \lambda x}{2l} \right)}},$$

$$\frac{Da}{4} [\mathfrak{G}_y](x) = -\frac{m}{1 + \kappa} \frac{2}{\pi \lambda} \operatorname{Atanh} \left(\cos \left(\frac{\pi \lambda}{2} \right) \sqrt{\operatorname{tg}^2 \left(\frac{\pi \lambda}{2} \right) - \operatorname{tg}^2 \left(\frac{\pi \lambda x}{2l} \right)} \right),$$

де $\lambda = 2l/d \in [0, 1)$ – безрозмірний параметр.

Тоді

$$K_N = \frac{\kappa |m| \sqrt{l}}{h(1 + \kappa)} F(\lambda), \quad K_M = \frac{m \sqrt{l}}{1 + \kappa} F(\lambda), \quad F(\lambda) = \sqrt{\frac{2}{\pi \lambda} \operatorname{tg} \left(\frac{\pi \lambda}{2} \right)}. \quad (8)$$

Критерії (5), (6) та (7) дають відповідно значення граничних моментів:

$$|m_*^1| = \frac{1 + \kappa}{3 + \kappa} \frac{m^0}{F(\lambda)}, \quad |m_*^2| = \frac{1 + \kappa}{\sqrt{2\kappa(3 + \kappa)}} \frac{m^0}{F(\lambda)}, \quad |m_*^3| = \sqrt{\frac{1 + \kappa}{\kappa}} \frac{m^0}{F(\lambda)}, \quad (9)$$

де $m^0 = 2h^2 \sqrt{\frac{2E\gamma_*}{\pi l}}$ – нормувальний множник.

Без урахування контакту результати такі:

$$\bar{K}_N = 0, \quad \bar{K}_M = m\sqrt{l}F(\lambda), \quad |\bar{m}_*^1| = \frac{m^0}{3F(\lambda)}, \quad |\bar{m}_*^2| = \frac{m^0}{\sqrt{3\kappa F(\lambda)}}, \quad |\bar{m}_*^3| = \frac{m^0}{\sqrt{\kappa F(\lambda)}}. \quad (10)$$

Система паралельних розрізів. Нехай безмежна пластина послаблена періодичною системою наскрізних паралельних розрізів завдовжки $2l$. Розрізи паралельні до осі абсцис, а їх центри розміщені на осі ординат з періодом d . На безмежності перпендикулярно до лінії розташування дефектів діє рівномірно розподілене згинальне навантаження $m = \text{const}$.

Для цієї задачі в інтегральних рівняннях (3) слід прийняти [3, 13, 14]:

$$K_{11}(z) = \frac{\pi}{2} \left(2 \operatorname{cth} \frac{\pi z}{d} - \frac{\pi z}{d} \operatorname{csch}^2 \frac{\pi z}{d} \right), \quad K_{33}(z) = \frac{\pi}{2} \left((1 + \kappa_0) \operatorname{cth} \frac{\pi z}{d} - \kappa_0 \operatorname{csch}^2 \frac{\pi z}{d} \right),$$

$$z = \xi - x, \quad \kappa_0 = (1 - \nu)/(3 + \nu), \quad M_y^0(x, 0) = m, \quad L_0 = (-l, l).$$

На основі методу апроксимації ядер [14] побудовано наближений замкнутий розв'язок задачі у всьому діапазоні зміни $\lambda = 2l/d \in [0, \infty)$. Після заміни ядра його наближеним виразом

$$\kappa K_{11}(z) + K_{33}(z) \approx (1 + \kappa) A \operatorname{cth} \frac{Az}{l}, \quad A = \frac{\pi \lambda}{2} \left(1 + \frac{\kappa - \kappa_0}{1 + \kappa} \right),$$

дістали інтегральне рівняння

$$\frac{Da}{4\pi} \int_{L_0} (1 + \kappa) A \operatorname{cth} \frac{A(\xi - x)}{l} [\vartheta_y]'(\xi) d\xi = m(x), \quad x \in L_0,$$

яке обертається точно:

$$\frac{Da}{4} [\vartheta_y]'(x) = \frac{m}{1 + \kappa} \frac{\operatorname{th}(Ax/l)}{\operatorname{ch} A \sqrt{\operatorname{th}^2 A - \operatorname{th}^2(Ax/l)}},$$

$$\frac{Da}{4} [\vartheta_y](x) = -\frac{m}{1 + \kappa} \frac{1}{A} \operatorname{arctg} \left(\operatorname{ch} A \sqrt{\operatorname{th}^2 A - \operatorname{th}^2(Ax/l)} \right).$$

Тоді для коефіцієнтів інтенсивності зусиль та моментів і для граничних навантажень справедливі формули (8), (9), в яких слід прийняти $F(\lambda) = \sqrt{\frac{\operatorname{th} A}{A}}$. Аналогічно у виразах (10)

треба покласти $F(\lambda) = \sqrt{\frac{\operatorname{th} \bar{A}}{\bar{A}}}$, $\bar{A} = \frac{\pi \lambda}{2} (1 - \kappa_0)$.

Зірчастий розріз. Розглянемо безмежну ізотропну пластину, послаблену циклічно симетричною системою N радіальних розрізів завдовжки l , внутрішні вершини яких сполучаються в початку координат. Досліджуємо вплив контакту берегів розрізів на граничний стан пластини у разі її всебічного згину рівномірно розподіленими моментами.

Ця задача зводиться до інтегрального рівняння (4) відносно стрибка кута повороту нормалі. Під контуром L_0 тут слід розуміти інтервал $(0, l)$. У правій частині $M_y^0(x, 0) = m$. Ядра – такі [10, 14]:

$$K_{11}(\xi, x) = \sum_{k=0}^{N-1} \left\{ \frac{z_x}{r^2} \left(1 + \frac{2z_y^2}{r^2} \right) \cos \frac{2\pi k}{N} - \frac{z_y}{r^2} \left(1 - \frac{2z_x^2}{r^2} \right) \sin \frac{2\pi k}{N} \right\},$$

$$K_{33}(\xi, x) = \sum_{k=0}^{N-1} \left\{ \frac{z_x}{r^2} \left(1 - \kappa_0 \frac{2z_y^2}{r^2} \right) \cos \frac{2\pi k}{N} + \kappa_0 \frac{z_y}{r^2} \left(1 - \frac{2z_x^2}{r^2} \right) \sin \frac{2\pi k}{N} \right\};$$

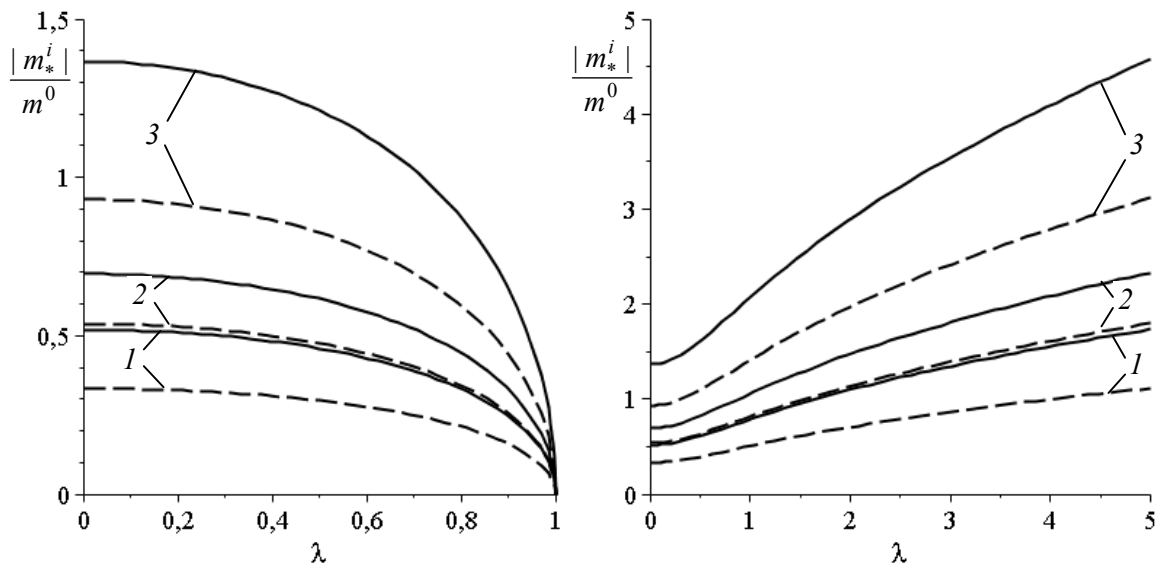
$$z_x = \xi \cos \frac{2\pi k}{N} - x, \quad z_y = \xi \sin \frac{2\pi k}{N}, \quad r^2 = z_x^2 + z_y^2.$$

Шуканий розв'язок підкоряємо додатковим умовам:

$$\lim_{x \rightarrow 0} \sqrt{x} [\vartheta_y]'(x) = 0, \quad [\vartheta_y](l) = 0.$$

Числовий розв'язок задачі для зірчастої тріщини побудували методом квадратур.

Аналіз результатів. Ілюстрації аналітичних та числових результатів розв'язання розглянутих задач, отриманих при $\nu = 0,3$, подані на рисунку та в таблиці.



Граничні навантаження для періодичних рядів розрізів:

зліва – колінеарні, справа – паралельні тріщини; суцільні лінії – з урахуванням, штрихові – без урахування контакту берегів; 1 – $i = 1$, 2 – $i = 2$, 3 – $i = 3$

Коефіцієнти інтенсивності зусиль і моментів та граничні навантаження за всебічного згину пластини із зірчастим розрізом

N	з урахуванням контакту					без урахування контакту				
	$\frac{hK_N}{ m \sqrt{l}}$	$\frac{K_M}{m\sqrt{l}}$	$\frac{ m_*^1 }{m^0}$	$\frac{ m_*^2 }{m^0}$	$\frac{ m_*^3 }{m^0}$	$\frac{hK_N}{ m \sqrt{l}}$	$\frac{K_M}{m\sqrt{l}}$	$\frac{ m_*^1 }{m^0}$	$\frac{ m_*^2 }{m^0}$	$\frac{ m_*^3 }{m^0}$
2	0,542	0,458	0,516	0,692	1,359	0	1,000	0,329	0,531	0,920
3	0,534	0,452	0,523	0,702	1,378	0	1,052	0,313	0,505	0,874
4	0,504	0,426	0,554	0,744	1,461	0	1,041	0,316	0,510	0,883
5	0,437	0,400	0,591	0,792	1,556	0	1,012	0,325	0,525	0,909
6	0,446	0,377	0,627	0,841	1,651	0	0,977	0,337	0,544	0,942
7	0,422	0,357	0,661	0,887	1,743	0	0,942	0,350	0,564	0,977
8	0,402	0,340	0,696	0,933	1,833	0	0,908	0,363	0,585	1,013
9	0,384	0,325	0,728	0,977	1,919	0	0,877	0,376	0,606	1,049
10	0,368	0,311	0,760	1,019	2,002	0	0,848	0,388	0,626	1,085

Зближення колінеарних (паралельних) тріщин призводить до закономірного зменшення (збільшення) значень граничного навантаження за усіма критеріями. Для зірчастого розрізу з урахуванням контакту берегів втрачаються немонотонні залежності коефіцієнтів інтенсивності та граничного навантаження від числа променів, властиві згиніві за відсутності контакту.

При $\lambda = 0$ чи $N = 2$ усі наведені результати узгоджуються з точними аналітичними розв'язками для прямолінійної тріщини завдовжки $2l$ [1, 2, 11]

Висновки. Для всіх розглянутих систем дефектів урахування контакту берегів тріщин за згину пластини збільшує розрахункову міцність на десятки процентів. Нижні оцінки граничного навантаження згину $|m_*^1|$ чи $|m_*^2|$ за критеріями (5) чи (6) відрізняються від верхньої оцінки

$|m_*^3|$ за критерієм (7) більше, ніж удвічі. Для прогнозування руйнівного навантаження, яке відповідає нестійкому розповсюдженню наскрізної тріщини доцільно обирати інтегральний енергетичний критерій (7), який враховує інформацію про напружений стан на усьому фронті тріщини, а не лише у найбільш напруженій точці.

Пропонований підхід до побудови двобічних оцінок руйнівного згинального навантаження без значних зусиль можна розповсюдити q на інші конфігурації періодичних систем контактних тріщин [5–9].

1. Шацький І. П. Згин пластини, ослабленої розрізом з контактуючими берегами / І. П. Шацький // Доп. АН УРСР. Сер. А. – 1988. – № 7. – С. 49–51.
2. Шацький І. П. Развитие модели контакта берегов трещины в изгибаемой пластине / И. П. Шацкий // Теорет. и прикл. механика. – 2000. – Вып. 31. – С. 91–97.
3. Шацький І. П. Изгиб пластини, содержащей периодическую систему параллельных разрезов с контактирующими кромками / И. П. Шацкий // Прикл. механика. – 1991. – Т. 27, № 12. – С. 56–61.
4. Shatsky I. P. A cracks closure in combined tension and bending of plates / I. P. Shatsky // Fracture from defects. Proc. 12th Bien. Conf. of Fract. – ECF-12. (Sheffield, 14-18 Sept. 1998). Ed. M. W. Brown e.a. – V. 2. – P. 733–738.
5. Перепічка В. В. Згин напівнескінченної пластини, ослабленої періодичною системою розрізів з урахуванням контакту берегів / В. В. Перепічка, І. П. Шацький // Мат. методи та фіз.-мех. поля – 1999. – Т. 42, № 1. – С. 114–117.
6. Даляк Т. Періодичні задачі контакту берегів тріщин при згині пластин / Т. Даляк, В. Перепічка, І. Шацький // Машинознавство. – 2000. – № 4–5 (34–35). – С. 20–24.
7. Опанасович В. Згин кусково-однорідної пластини з періодичною системою прямолінійних тріщин, паралельних до лінії поділу матеріалів з урахуванням контакту берегів / В. Опанасович, І. Звізло // Вісник Львів. ун-ту. Сер. мех.-мат. – 2002. – Вип. 60. – С. 148–154.
8. Шацький І. Циклічно-симетрична задача згину пластинки з системою тріщин, береги яких контактують / І. Шацький, Т. Даляк // Машинознавство. – 2003. – № 3. – С. 7–12.
9. Даляк Т. М. Згин пластини з періодичною системою паралельних взаємозміщених тріщин, береги яких контактують / Т. М. Даляк // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – Т. 40, № 1. – С. 115–117.
10. Шацький І. Згин пластини із зірчастою тріщиною, береги якої контактують / І. Шацький, Т. Даляк // Машинознавство. – 2013. – № 1–2. – С. 42–46.
11. Шацький І. Двобічні оцінки граничного навантаження згину для пластини з прямолінійною тріщиною / І. Шацький // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: зб. наук. праць 5-ї Міжнар. конф. (24–27 черв. 2014 р., Львів) / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: Фіз.-мех. ін.-т ім. Г.В.Карпенка НАН України, 2014. – С. 425–430.
12. Осадчук В. А. Напряженно-деформированное состояние и предельное равновесие оболочек с разрезами / Осадчук В. А. – Киев: Наук. думка, 1985. – 224 с.
13. Панасюк В. В. Распределение напряжений около трещин в пластинах и оболочках / Панасюк В. В., Саврук М. П., Дачышин А. П. – К.: Наук. думка, 1976. – 444 с.
14. Саврук М. П. Двумерные задачи упругости для тел с трещинами / М. П. Саврук – Киев: Наук. думка, 1981. – 324 с.

Стаття прийнята в редакцію 25.03.2015.

УДК 621.921:547.639

А. О. Шепелєв¹, В. Г. Сороченко¹, О. А. Шепелєв¹, Б. Б. Гржибовський¹, Л. П. Стафецький²
¹Інститут надтвердих матеріалів ім.В.М.Бакуля НАН України
²АТ "Neomat Co", Латвія

ДОСЛІДЖЕННЯ НАНОДИСПЕРСНИХ АЛМАЗНО-АБРАЗИВНИХ КОМПОЗИТИВ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ПРОДУКТИВНОСТІ І ЯКОСТІ ОБРОБКИ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Досліджено нанодисперсне структуроутворення алмазно-абразивних композитів, визначена технологічна структурна орієнтація надтвердих матеріалів та встановлені функціональні закономірності визначення складу та характеристик металевих і металополімерних композитів, оптимізовані параметри процесів пресування і спікання композитів із надтвердих матеріалів.

Ключові слова: дослідження, закономірність, нанодисперсні матеріали, алмазно-абразивні композити, метало – та металополімерні композити, структуроутворення, продуктивність.

А. А. Шепелев, В. Г. Сороченко, А. А. Шепелев, Б. Б. Гржибовский, Л. П. Стафецкий ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОДИСПЕРСНЫХ АЛМАЗНО-АБРАЗИВНЫХ КОМПОЗИТОВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ И КАЧЕСТВА ОБРАБОТКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Исследовано нанодисперсное структурообразование алмазно-абразивных композитов, определена технологическая структурная ориентация сверхтвердых материалов и установлены функциональные закономерности определения состава и характеристик металлических и металлополимерных композитов, оптимизированы параметры процессов прессования и спекания композитов из сверхтвердых материалов.

Ключевые слова: исследование, закономерность, нанодисперсные материалы, алмазно-абразивные композиты, металло- и металлополимерные композиты, структурообразование, производительность.

А. А. Shepelev, V. G. Sorochenko, A. A. Shepelev, B. B. Grzhybovskiy L. P. Stafekis RESEARCH OF NANODISPERSE DIAMOND – ABRASIVE COMPOSITES OF TOOL APPOINTMENT FOR INCREASE OF PRODUCTIVITY AND QUALITY OF PROCTSSING OF COMPOSITE MATERIALS

Nanodispersed structural formation of the diamond abrasive composites was investigated, technological and structural orientation of SHM was defined, patterns of function and characteristics of metallic and composite metal polimer composites were established

В сучасному інструментальному виробництві застосування надтвердих абразивних матеріалів (НТМ) – синтетичного алмазу (АС) і кубічного нітриду бору (КНБ) – розглядається як пріоритетний напрямок ефективного застосування в технологічних процесах алмазно-абразивної обробки, де важлива їх гарантована стійкість, високі ріжучі властивості та продуктивність. Мета роботи полягає в дослідженні науково – технологічних засад розробки інтегрованої технології виготовлення нанодисперсних металевих та металополімерних композитів та алмазно-абразивних інструментів для продуктивної механообробки композиційних матеріалів: твердих сплавів, інструментальних сталей, скла, вогнетривів, кераміки, кришталю та ін. В основу роботи покладені закономірності визначення складу та характеристик нанодисперсних композитів та порошків НТМ з коефіцієнтом однорідності 1,2 – 1,3; розробка нових конструкцій робочого шару інструментів; оптимізація параметрів процесів спікання та пресування; застосування нових інструментів із НТМ для механообробки композиційних матеріалів на підприємствах базових галузей промисловості України, що виробляють вироби з вогнетривів, кераміки, скла, кришталю та інших матеріалів.

Вперше застосовано в технології виробництва металополімерного алмазно-абразивного інструменту нанодисперсні порошки, які виконують роль функціональних наповнювачів і забезпечують отримання гомогенних структур з новим фазовим складом. Використання таких матеріалів сумісно з дисперсними порошками забезпечує досягнення нанодисперсного структурування металевих і металополімерних композитів алмазно-абразивного інструмента, а також оптимізацію параметрів спікання при температурах 250 – 750 °С. Встановлені параметри програмованого термічного спікання дозволяють знизити зусилля пресування на 20 – 30 % за рахунок прецизійного комп'ютерного керування системою "Температура – тиск – час".

Наукова концепція створення нанодисперсних композитів базується на використанні системи дисперсних функціональних наповнювачів Cu, Sn, SiC і відповідних нанодисперсних зміцнюючих наповнювачів Cu_{Na} , Sn_{Na} , SiC_{Na} , якими допірують (модифікують) полімерний каркас композитів, що активує структурну орієнтацію металополімерних композитів із НТМ. При цьому склад, характеристики і співвідношення елементів композитів визначаються оптимізацією тріади показників: зносостійкість, твердість і ефективність спікання композитів.

Сформовано новий погляд на уявлення про робочий шар інструменту з надтвердих матеріалів як про композит, у якому особливе місце займають зміни, які формуються при пресуванні та спіканні робочого шару в залежності від технології отримання і відбуваються у напрямку кутів відносно напрямку дії зусилля пресування. Кут напрямку дії таких напружень – ключ до розуміння структури робочого шару і характеру тих тенденцій у роботі шліфування кругів з НТМ, до яких необхідно прагнути для підвищення їх зносостійкості.

Визначена актуальність використання, як базових функціональних елементів композитів, нанодисперсних порошків міді, олова, заліза та карбїду кремнію, модифікованих термостійкими полімерами. Визначено склад та характеристики нанодисперсних композитів із НТМ та оптимізовані технологічні параметри програмованого формування та спікання композитів системи Cu – Sn – SiC – ПБ – АС. Встановлені закономірності тріади режимів спікання: "Температура – зусилля пресування – час", що забезпечують управління показниками працездатності алмазно-абразивного інструмента за рахунок зниження впливу технологічних факторів на процес спікання.

Вперше встановлені функціональні закономірності впливу плазмохімічних нанодисперсних порошків Cu_{Na} , Sn_{Na} , SiC_{Na} на характеристики композитів систем Cu - Sn - АС і Cu - Sn – ПБ – АС. Показано, що нанопорошки Cu_{Na} , Sn_{Na} , SiC_{Na} впливають у поєднанні з дисперсними порошками Cu – Sn – SiC на твердість, інтенсивність зношування (відносні витрати НТМ) і зносостійкість алмазовмісних інструментальних композитів. Так, досягнута твердість металевих композитів системи Cu + Cu_{Na} + Sn + Sn_{Na} не менше 100 HRB₁₀₀ і металополімерних композитів

Cu + Cu_{Na} + Sn + Sn_{Na} + SiC + SiC_{Na} + ПБ не менше 80 HRB₆₀, що актуально для продуктивної і прецизійної абразивної обробки.

Встановлені функціональні закономірності впливу плазмохімічних нанодисперсних металевих порошків Cu_{Na} , Sn_{Na} , SiC_{Na} на характеристики композитів систем Cu – Sn – MoS₂ – ПБ (марки С1 - 01) і Cu + Cu_{Na} + Sn + Sn_{Na} + SiC + SiC_{Na} + ПБ (марки С1 - 02). Показано, що нанодисперсні порошки Cu_{Na} , Sn_{Na} , SiC_{Na} впливають у поєднанні з дисперсними порошками Cu, Sn і SiC на твердість, інтенсивність зношування (відносні витрати НТМ) і зносостійкість алмазовмісних інструментальних композитів. Так, досягнута твердість металополімерних композитів марки С1-02 складає 80 – 100 HRB₆₀ і металополімерних композитів марки С1-01 70-80 HRB₆₀, що актуально для продуктивної і прецизійної абразивної обробки.

Досліджено вплив коефіцієнта ефективності спікання на зносостійкість металополімерних композитів, співвідношення в композиті порошків дисперсного і нанодисперсного карбїду кремнію. Встановлено, що зі збільшенням коефіцієнту спікання композитів їх зносостійкість збільшується, а ефективна потужність шліфування знижується. Абсолютне оптимальне значення цього коефіцієнта складає 2 – 8 %.

Встановлено, що елементний склад розроблених дисперсних і нанодисперсних металополімерних композитів марок С1-01 і С1-02 є константним при введенні до складу дисперсного композиту функціональних нанодисперсних наповнювачів Cu_{Na} , Sn_{Na} , SiC_{Na} , а також MoS₂. Формування структурних поверхонь нанодисперсних металополімерних композитів найбільш оптимально при застосуванні металізованих алмазів. Ефективне застосування в якості твердих змащувачів дисульфїду молібдену в кількості до 5 мас. %. Співвідношення функціональних дисперсних і зміцнюючих нанодисперсних наповнювачів в композитах знаходиться в співвідношенні: Cu / Cu_{Na} = 20...25, Sn / Sn_{Na} = 5...6 і SiC / SiC_{Na} = 1...2.

Вставлено інтегральний вплив на оброблюваність твердих сплавів марок Т30К4, Т15К6, Т14К8, ВК6, ВК10, ВК15, ВК20, ВК25 алмазних кругів з нанодисперсних металополімерних композитів при продуктивності обробки, яка згідно ГОСТ 16181 – 82 складала 700 мм³/хв., що перевищувала стандартне значення в 5 – 20 разів.

Для нанодисперсного композиту системи "мідь – олово – алмаз" екстремум твердості робочого шару та працездатності композиту досягає при 1,5 – 2,0 % по масі сумісному вмісті нанопорошків міді та олова за рахунок утворення дрібнодисперсної гомогенної структури.

Наукові результати, які включають науково-технічну і технологічну документацію, експериментальні та комп'ютерні методики використані в Інституті надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України та концерні "АЛКОН" НАН України при реалізації технології виготовлення інструментів із НТМ.

Проведені дослідно-промислові випробування на ПАТ "Мотор Січ" (м. Запоріжжя) розробленого алмазно-абразивного інструменту при їх застосуванні на верстатах-автоматах (оброблювальних центрах) з числовим програмним керуванням. Встановлено, що новий алмазний інструмент конкурентоспроможний з аналогічним інструментом зарубіжних фірм та забезпечує імпортозаміщення такого інструменту.

УДК 621.891

С. П. Шимчук, Е. Л. Селезньов, Ю. П. Шимчук, О. О. Микитюк*Луцький національний технічний університет***ПРИЛАД ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРТЯ КОВЗАННЯ В УМОВАХ ВІБРАЦІЙ**

В статті приводяться конструктивні особливості та технологічні можливості приладу тертя для дослідження одностороннього та реверсивного граничного тертя ковзання в умовах вібрацій.

Ключові слова: граничне тертя ковзання, прилад тертя, модельна трибопара, контактуючі поверхні, контрзразок, зразок, вібрації.

С. П. Шимчук, Е. Л. Селезнев, Ю. П. Шимчук, А. А. Микитюк**ПРИБОР ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ВИБРАЦИЙ**

В статье приводятся конструктивные особенности и технологические возможности прибора трения для исследования одностороннего и реверсивного граничного трения скольжения в условиях вибраций.

Ключевые слова: предельное трения скольжения, прибор трения, модельная трибопара, контактирующие поверхности, контрзразок, впрое, вибрации.

S. Shymchuk, E. Seleznev, Yu. Shymchuk, O. Mykytiuk**DEVICE FOR THE STUDY FRICTION IN TERMS OF VIBRATIONS**

The article presents the design features and technological possibilities of of the device for the study of friction and unilateral reversing limit friction in terms of vibrations. Designed and manufactured instrument for the study of friction in terms of vibration is designed to study one-sided and reverse limit friction, accompanied by vibrations. Technological and design features of the device permitted to study structural and tribological lubricants and coatings with controlled vibrations of different frequencies that will simulate the conditions of a certain specific triathl nodes, and evaluate structural durability and anti-wear properties of lubricants at the relevant local and general vibration followed building appropriate graphics and mathematical relationships and patterns.

Keywords: limit friction, friction device, model trybopara contacting surface kontrzrazok, sample, vibration.

Вступ. Вібрації, при певних умовах, є шкідливими для машин і механізмів та викликають їх руйнування. Причиною появи вібрацій є виникаючі при роботі агрегатів машин неврівноважені силові впливи. Джерелом такого дизбалансу можуть бути неоднорідність матеріалів пар тертя, неспівпадання центрів мас і осей обертання деталей, похибки форми та взаємного розташування поверхонь деталей, деформація деталей, неправильна експлуатація машин та обладнання.

Основними параметрами, які характеризують вібрацію є:

- амплітуда зміщення (величина найбільшого відхилення від положення рівноваги);
- період коливань;
- амплітуда прискорення;
- період та частота коливань.

В сучасних машинах та технологічному обладнанні практично не зустрічається простих коливань. У виробничих умовах досить часто зустрічається так звана комбінована вібрація, яка негативно може впливати не лише на деталі машин, але й на людей.

По напрямку впливу вібрації поділяють на:

- вертикальну;
- горизонтальну.

Залежно від частот при яких виникають вібрації їх поділяють на:

- низькочастотні (1-4 Гц для загальних вібрацій; 8-16 Гц для локальних вібрацій);
- середньочастотні (8-16 Гц для загальних вібрацій; 31-63 Гц для локальних вібрацій);
- високочастотні (31-63 Гц для загальних вібрацій; 125-1000 Гц для локальних вібрацій).

Постановка проблеми. Як відомо 85% виходу з ладу машин відбувається саме по причині зношування робочих поверхонь деталей трибоспряжень, що є негативним процесом. Це може відбуватися під впливом різного роду похибок в самій машині та під дією порушення зовнішніх умов. На думку А.С. Проннікова [1] негативні шкідливі процеси поділяють на три групи: ті, що відбуваються швидко; ті, що відбуваються з середньою швидкістю; повільні. До швидкопротікаючих процесів відносяться вібрації вузлів, зміна сил тертя в рухомих спряженнях, коливання робочих навантажень та інші подібні процеси, що впливають на роботу машин і обладнання в цілому та трибовузлів зокрема. Тому, в контексті вище сказаного значний науковий інтерес являє дослідження впливу вібрацій на зношування поверхонь тертя і фізико-хімічні та

механічні властивості матеріалів деталей трибопар: втрату міцність метала, виникнення різного роду напружень та корозії і ін. процеси, які виникають при цьому.

В спеціальній літературі зустрічаються роботи, які висвітлюють вплив вібрацій на тертя та зношування. Зокрема показано, що після зміцнення поверхонь тертя вібраційно-відцентровою обробкою сталними загартованими кульками в середньому на 40-45% підвищується зносостійкість матеріалу робочої бокової поверхні зубів завдяки формуванню стійкого до зношування мікрорельєфу з «масляними кишнями» [2-3]. При цьому, через покращення умов роботи трибопари на 10-15% зменшується і лінійне зношування бокової поверхні зубів контактуючого із зміцненим веденого зубчастого колеса, що виготовлено за типовим технологічним процесом. Зношування зубів коліс, для яких замість термообробки було запроваджено двоетапне зміцнення радіусного переходу в ніжку зуба деформівними елементами та їх бокової поверхні сталними кульками, наближається до рівня зношування зубчастих коліс, виготовлених за типовим технологічним процесом, несуттєво на 3-5% перевищуючи його. Проте, як і в попередньому випадку, зношування матеріалу контактуючого із зміцненим зубчастого колеса зменшується.

Разом з тим немає робіт, які б кількісно і якісно оцінювали вплив вібрацій від зовнішнього джерела на параметри трибоконтакта та тертя і зношування контактуючих поверхонь.

Мета дослідження. На основі вище сказаного, метою даного дослідження є розробка та виготовлення спеціального обладнання для дослідження впливу вібрацій на трибопроцеси, які відбуваються в одиничному контакті з граничним тертям ковзання, що дозволить кількісно та якісно оцінювати лінійне зношування модельної контактуючої трибопари та досліджувати фізико-хімічні та механічні зміни цих поверхонь тертя під дією вібрацій різної частоти.

Виклад основного матеріалу статті. Спеціальне обладнання для дослідження впливу вібрацій на трибопроцеси спроектовано та виготовлено у вигляді лабораторної установки, що складається з машини тертя 1 та вібростенда 2 (рис. 1).

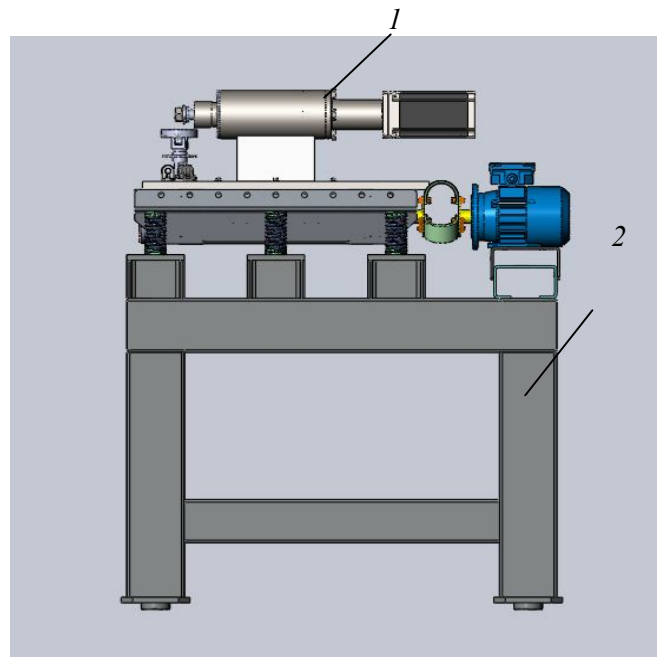


Рис. 1. Загальний вигляд приладу тертя для дослідження тертя ковзання в умовах вібрацій

Принцип дії машини тертя базується на лінійному контактуванні модельних поверхонь тертя та дозволяє проводити трибовипробування конструкційних та мастильних матеріалів в умовах одностороннього та реверсивного граничного тертя ковзання [4-5]. Модельна пара тертя складається зі сталюго контрзразка, що обертається з необхідною частотою, робочу поверхню якого доведено алмазними пастами до шорсткості по параметру Ra менше 0,02 мкм, та нерухомого плоского зразка такого ж класу чистоти. Контрзразок при взаємному контактуванні з нерухомим плоским зразком утворюють лінійний контакт. Контрзразок жорстко кріпиться на посадочній поверхні валу машини тертя, який приводиться в рух за рахунок крокового двигуна. Використовуючи спеціальний пакет програм для управління кроковим двигуном технологічні можливості машини дозволяють забезпечити режими одностороннього та реверсивного тертя.

Нерухомий плоский зразок кріпиться у ванночці, яка заповнюється відповідним мастильним матеріалом у випадку дослідження його протизносних властивостей чи залишається порожньою, наприклад, для дослідження різного роду зносостійких чи антифрикційних покриттів. Необхідне навантаження на контакт створюється шляхом стиснення спеціально відградуваної динамометричної пружини, завдяки чому відбувається притискання контрзразка до зразка. Використання такого принципу задання контактного навантаження дозволяє мінімізувати його спотворення під впливом вібрацій. Спеціально вмонтований датчик тиску дозволяє відслідковувати зміну контактного навантаження у вигляді осцилюючої сили тертя, що можна спостерігати та зберігати в електронному вигляді з допомогою персонального комп'ютера. Конструктивні особливості машини тертя дозволяють максимально забезпечити постійність миттєвих контактних напружень (за рахунок забезпечення мінімальних радіальних відхилень контрзразка, які наближаються до нуля і контролюються індикатором годинникового типу з ціною поділки 1 мкм та паралельності утворюючої циліндр контрзразка з плоскою поверхнею зразка).

Машина тертя 1, змонтована на металевій станині, яка в свою чергу за допомогою гвинтів кріпиться на несучому тілі вібростенда 2 (рис. 1). Несуче тіло пружно підвішене за допомогою гвинтових циліндричних пружин на масивній станині. Останню встановлено на нерухомій основі за допомогою амортизаторів. У підшипникових опорах, жорстко з'єднаних із несучим тілом, розміщено чотири дебалансних віброзбудники [6]. За допомогою еластичних (компенсувальних) муфт крайні ротори збудників з'єднано з валами електродвигунів, закріплених на станині. Осі роторів є перпендикулярними до площини, в якій відбувається рух несучого тіла. Крайні збудники обертаються з основною частотою, центральні – з подвійною. Осі кожної пари збудників є рівновіддалені від центра мас несучого тіла. Через еластичні муфти до осей віброзбудників кріпляться енкодери, які дозволяють з високою точністю визначати кутові положення та кутові швидкості валів віброзбудників. При обертанні дебалансів виникають відцентрові сили інерції. Під дією яких збуджуються малі вимушені коливання несучого тіла і воно здійснює плоский рух.

Така конструкція лабораторної установки дозволяє проводити різного роду трибовипробування при вібраціях, що відповідають реальним частотам при яких працюють натурні трибовузли. Завдяки чому є можливість визначити основні параметри взаємодії модельної трибопари (контрзразок-нерухомий плоский зразок) з урахуванням вібрацій системи, які мають різний вплив на тертя залежно від умов контактування, навантаження, швидкості взаємодії, матеріалів контактуючих поверхонь, виду тертя та ін..

Висновки.

1. Розроблений та виготовлений прилад для дослідження тертя ковзання в умовах вібрацій призначений для дослідження одностороннього та реверсивного граничного тертя ковзання, що супроводжується вібраціями.

2. Технологічними та конструктивними можливостями приладу дозволяється проводити трибовипробування конструкційних та мастильних матеріалів і покриттів з контрольованими вібраціями різних частот, що дозволить моделювати як певні умови роботи конкретних трибовузлів, так і оцінювати зносостійкість конструкційних і протизносні властивості мастильних матеріалів при відповідних локальних та загальних вібраціях з подальшою побудовою відповідних графічних та математичних залежностей і моделей.

1. Проников А. С. Надежность машин. – М.: Машиностроение 1978. – 591 с.
2. Клименко О. Д. Порівняльні натурні випробування зміцнених вібраційно-відцентровою обробкою зубчастих коліс силових передач / О. Д. Клименко, Е. Л. Селезньов // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». Випуск 38. Луцьк, 2012. – С. 76-78.
3. Афтаназив И. С., Берник П. С., Сивак Р. И., Клименко А. Д. Вибрационно-центробежная упрочняющая обработка деталей машин. – Винница: ВДАУ, 2002. – 235 с.
4. Аксьонов О. Ф., Стельмах О. У., Корбут Є. В., Костюнік Р. Є., Сидоренко О. Ю., Шимчук С. П., Кушев О. В. Прилад для порівняльної оцінки протизносних і антифрикційних властивостей елементів трибосистем // Патент України на корисну модель №38141. Дата подання заявки 09.07.2008. Номер заявки U 2008 08987. Дата публікації 25.12.2008. Бюл. № 24.– 8 с.
5. Шимчук С. П. Прилад тертя для дослідження конструкційних і мастильних матеріалів при односторонньому і реверсивному терті / С. П. Шимчук // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». Випуск 41, частина 2. Луцьк, 2013. – С. 262–268.
6. Силивонюк А. В. Експериментальне дослідження перехідних процесів вібраційних машин з дебалансними збудниками, що самосинхронізуються / А. В. Силивонюк // Сільськогосп. машини: збір. наук. статей. – Вип. 25. – Луцьк: Ред.-вид. відділ Луцького НТУ, 2013. – С. 122–131.

Стаття прийнята до редакції 20.03.2015.

УДК 621.763

І. О. Шуляр*Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу***ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ВІДЦЕНТРОВО АРМОВАНОГО ОСНАЩЕННЯ МЕТОДОМ МАТЕМАТИЧНОГО ПЛАНУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТУ**

Розроблено методику планування експериментальних досліджень для проведення ротабельного центрального композиційного експерименту 2^4 для змінних факторів: частот обертання ливарної форми навколо двох взаємно перпендикулярних осей, температур нагрівання керамічної форми і нагрівання твердого сплаву з метою визначення залежності концентрації армуючих частинок в робочій армованій зоні зубця, а також його зносостійкості.

Ключові слова: ротабельний центральний композиційний експеримент, відцентрове армування, концентрація армуючих частинок, зносостійкість

Рис. 4. Табл. 3. Форм. 12. Літ. 12.

И. О. Шуляр**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЦЕНТРОБЕЖНО АРМИРОВАННОГО ВООРУЖЕНИЯ МЕТОДОМ МАТЕМАТИЧЕСКОГО ПЛАНИРОВАНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА**

Разработана методика планирования экспериментальных исследований для проведения ротабельного центрального композиционного эксперимента 2^4 для переменных факторов: частот вращения литейной формы вокруг двух взаимно перпендикулярных осей, температур нагрева керамической формы и нагрева твердого сплава с целью определения зависимости концентрации армирующих частиц в рабочей армированной зоне зубца, а также его износостойкости.

Ключевые слова: ротабельный центральный композиционный эксперимент, центробежное армирование, концентрация армирующих частиц, износостойкость

I. O. Shuliar**RESEARCH OF CENTRIFUGAL REINFORCED EQUIPMENT PRODUCTION PROCESS BY MATHEMATICAL PLANNING METHOD**

The technique of experimental researches was developed for the rotatable central composite of experiment 2^4 for the variable factors: the frequency of rotation of the mold about two mutually perpendicular axes, the heating temperatures and heating the shaped ceramic carbide in order to determine the concentration of the reinforcing particles in the working zone of the pick-reinforced, and its durability.

Keywords: rotatable central composite experiment centrifugal reinforcement, centrifugal reinforcing the concentration of particles, durability

Вступ. Дослідження відцентрового армування проведені [1– 3] вказують на складні залежності руху армуючих частинок. Рух твердих частинок [4] і характер їх розподілу в об'ємі рідкого металу залежить від багатьох технологічних параметрів процесу армування – розмірів та питомої ваги твердих частинок, місця і швидкості їх введення, температури та в'язкості сплаву, а також від співвідношення величин кутових швидкостей ливарної форми відносно горизонтальної та вертикальної осей обертання. У свою чергу, від напрямку та вигляду траєкторій руху частинок твердого сплаву безпосередньо залежатимуть геометричні розміри та форма армованої зони виливка, що впливають на ефективність роботи породоруйнівних елементів.

Для оцінки впливу технологічних параметрів відцентрового армування з однією (вертикальною) віссю обертання ливарної форми на стійкість до абразивного та втомного зношування використовувалась лінійна модель [5, 6], однак вона не дозволяє здійснювати оптимізацію технологічного процесу.

Мета роботи – побудова математичної моделі процесу відцентрового армування, оцінювання впливу технологічних параметрів на концентрацію твердого сплаву в робочій зоні породоруйнівних елементів та їх зносостійкість для визначення оптимальних параметрів технологічного процесу виготовлення деталей.

Матеріали та методика досліджень. Досліджували технологічний процес відцентрового армування деталей з двома взаємно перпендикулярними осями обертання ливарної форми, який відбувався методом литва по витоплюваних моделях

Для проведення досліджень були виготовлені зразки за різних параметрів технологічного процесу армування [7]. Матеріал матриці – сталь 18ХН2МФЛ. Для армування застосували твердий

сплав «реліт» тому, що він ліпше змочувався рідкою сталлю, ніж безвольфрамкові тверді сплави. Питома вага реліту ($\rho_{\text{реліт}} = 15,7 \text{ г/см}^3$) відносно питомої ваги сталі ($\rho_{\text{ст}} = 7,88 \text{ г/см}^3$) більша, ніж в два рази, тоді як питома вага безвольфрамових твердих сплавів ($\rho_{\text{тв}} = 6,5 \text{ г/см}^3$) менша за питому вагу сталі. Кожна частинка твердого сплаву змочувалася рідким металом і в процесі її руху в розплавленому металі до периферії форми відбувалося сплавлення зерен по границях контакту, чим обумовлювалося краще закріплення зерен реліту в матриці, тоді як гранули безвольфрамових твердих сплавів не сплавлилися по границях і гірше закріплювалися в матриці, що призводило до їх викришування в процесі роботи зубця.

В процесі армування використовувався реліт різної грануляції. За рекомендаціями [8, 1] оптимальними з точки зору стійкості до різних видів зношування зубця є грануляція 1,0 мм. Дослідні зразки відливали використовуючи реліт грануляцією 0,63 мм, 1 мм і 1,6 мм, щоб упевнитися в правильності рекомендацій.

Проведені теоретичні дослідження процесу відцентрового армування з двома взаємно перпендикулярними осями обертання [9] свідчать про нелінійний характер впливу технологічних параметрів на процес армування, зокрема, наприклад частот обертання ливарної керамічної форми навколо вертикальної та горизонтальної осей на траєкторії руху частинок для забезпечення їх попадання в робочу армовану зону деталі. Тому, як план проведення експерименту, для отримання регресійних моделей, тобто залежностей концентрації твердого сплаву та зносостійкості від частоти обертання ливарної форми навколо горизонтальної n_x і вертикальної осей n_z , температури нагрівання форми T_ϕ і частинок твердого сплаву T_a для оптимізації технологічних параметрів процесу відцентрового армування вибраний ротатабельний центральний композиційний план (РЦКП) [5]: $Y_K = f(n_x, n_z, T_\phi, T_a)$; $Y_3 = f(n_x, n_z, T_\phi, T_a)$.

При такому виді експерименту досліді проводять за матрицею, яка містить три групи дослідів, які розміщені симетрично і на однаковій віддалі від центра експерименту:

- 1) ядро предсталає повнофакторний експеримент 2^4 ;
- 2) проведення дослідів у «зіркових» точках факторного простору;
- 3) проведення дослідів у центрі експерименту.

Загальна кількість дослідів в центральному композиційному експерименті (ЦКЕ) залежить від числа факторів. Вибір числа і координат зіркових точок повинно задовольняти наступним вимогам [10]:

- а) загальне число дослідів не сильно перевищує число коефіцієнтів регресії;
- б) фактори повинні змінюватись на невеликому числі рівнів.

У залежності від прийнятого принципу оптимальності матриці ЦКЕ, тобто від способу вибору величини зіркового плеча α і числа дослідів в центрі експерименту, ЦКЕ буває рототабельний і ортогональний. Найбільше поширення в практиці досліджень має рототабельний експеримент [11]. Матриці РЦКЕ повинні мати властивості рототабельності, тобто на основі отриманої математичної моделі в РЦКЕ значення параметра оптимізації у різних точках факторного простору, розміщених на однаковій віддалі від центра експерименту, повинні мати мінімальні та рівні дисперсії. Число дослідів в центрі експерименту повинні забезпечувати дисперсію передбачуваного значення Y в середині області експерименту постійну і незалежну від віддалі до центра експерименту.

РЦКЕ проводять на п'яти кодованих рівнях ($-\alpha, -1, 0, +1, +\alpha$) і тому інтервал зміни факторів повинен бути таким, щоб діапазон зміни його охоплював стаціонарну область факторного простору (табл. 1).

Оскільки технологічні параметри процесу відцентрового армування – незалежні фактори (n_x, n_y, T_ϕ, T_a) мають різні одиниці вимірювання, а їх числові значення різні величини, то для спрощення проведення розрахунків при визначенні коефіцієнтів полінома здійснюють перехід від дійсних значень до кодованих.

Залежність між кодованими X_i та натуральними X_i значеннями змінних для i -го фактору визначали за формулою [10]

$$x_i = \frac{X_i - X_{i0}}{\Delta X_i}, \quad (1)$$

де X_i – натуральне значення фактора на нижньому (верхньому) рівні; X_{i0} – натуральне значення фактора на нульовому рівні; ΔX_i – інтервал варіювання натуральних значень фактора відносно нульового рівня.

Таблиця 1. План-матриця проведення експериментів типу РЦКП

Номер досліджу	Рівні факторів					Параметр оптимізації, Y			Середнє значення, Y
	x_0	x_1	x_2	x_3	x_4	Повторюваність			
						1	2	3	$Y_{\text{сеп}}$
1	1	-1	-1	-1	-1	Y_{11}	Y_{12}	Y_{13}	Y_{1c}
2	1	-1	-1	-1	1	Y_{21}	Y_{22}	Y_{23}	Y_{2c}
3	1	-1	-1	1	-1	Y_{31}	Y_{32}	Y_{33}	Y_{3c}
4	1	-1	-1	1	1	Y_{41}	Y_{42}	Y_{43}	Y_{4c}
5	1	-1	1	-1	-1	Y_{51}	Y_{52}	Y_{53}	Y_{5c}
6	1	-1	1	-1	1	Y_{61}	Y_{62}	Y_{63}	Y_{6c}
7	1	-1	1	1	-1	Y_{71}	Y_{72}	Y_{73}	Y_{7c}
8	1	-1	1	1	1	Y_{81}	Y_{82}	Y_{83}	Y_{8c}
9	1	1	-1	-1	-1	Y_{91}	Y_{92}	Y_{93}	Y_{9c}
10	1	1	-1	-1	1	Y_{101}	Y_{102}	Y_{103}	Y_{10c}
11	1	1	-1	1	-1	Y_{111}	Y_{112}	Y_{113}	Y_{11c}
12	1	1	-1	1	1	Y_{121}	Y_{122}	Y_{123}	Y_{12c}
13	1	1	1	-1	-1	Y_{131}	Y_{132}	Y_{133}	Y_{13c}
14	1	1	1	-1	1	Y_{141}	Y_{142}	Y_{143}	Y_{14c}
15	1	1	1	1	-1	Y_{151}	Y_{152}	Y_{153}	Y_{15c}
16	1	1	1	1	1	Y_{161}	Y_{162}	Y_{163}	Y_{16c}
17	1	-2	0	0	0	Y_{171}	Y_{172}	Y_{173}	Y_{17c}
18	1	2	0	0	0	Y_{181}	Y_{182}	Y_{183}	Y_{18c}
19	1	0	-2	0	0	Y_{191}	Y_{192}	Y_{193}	Y_{19c}
20	1	0	2	0	0	Y_{201}	Y_{202}	Y_{203}	Y_{20c}
21	1	0	0	-2	0	Y_{211}	Y_{212}	Y_{213}	Y_{21c}
22	1	0	0	2	0	Y_{221}	Y_{222}	Y_{223}	Y_{22c}
23	1	0	0	0	-2	Y_{231}	Y_{232}	Y_{233}	Y_{23c}
24	1	0	0	0	2	Y_{241}	Y_{242}	Y_{243}	Y_{24c}
25	1	0	0	0	0	Y_{251}	Y_{252}	Y_{253}	Y_{25c}
26	1	0	0	0	0	Y_{261}	Y_{262}	Y_{263}	Y_{26c}

Нульовий рівень натурального значення фактора розраховували за формулою [10]

$$X_{i0} = \frac{X_{\max i} + X_{\min i}}{2} \quad (2)$$

де $X_{\max i}$ – максимальне натуральне значення (верхній рівень) фактора; $X_{\min i}$ – мінімальне натуральне значення (нижній рівень) фактора.

Інтервал варіювання i -го фактора визначали за формулою [10]

$$\Delta X_i = \frac{X_{\max i} - X_{\min i}}{2} \quad (3)$$

Основні параметри технологічного процесу відцентрового армування, які були вибрані як змінні фактори при проведенні експерименту:

X_1 – кількість обертів ливарної форми навколо горизонтальної осі; X_2 – кількість обертів ливарної форми навколо вертикальної осі; X_3 – температура нагрівання керамічної форми; X_4 – температура нагрівання армуючих частинок твердого сплаву.

Границі варіювання технологічних параметрів вибирали з таких міркувань:

- частоти обертання навколо горизонтальної та вертикальної осей вибирали за результатами комп'ютерного моделювання процесу відцентрового армування [9] та даними [1, 2];
- температуру нагрівання керамічної форми вибирали із умови забезпечення раціонального легування металозв'язки в армованій зоні деталі. За результатами досліджень [1] вона складає

100-400 °С. Збільшення температури вище 350-400 °С призводить до підвищення інтенсивності розчинення армуючих частинок твердого сплаву;

– температуру нагрівання твердосплавних армуючих частинок вибирали за рекомендаціями [1] з умови: зменшення ефекту «холодильників» при попаданні частинок в розплавлений метал – нижнє значення (100 °С), запобігання розчиненню у розтопленій сталі – верхнє значення (300 °С).

Досліди проводили за фіксованих розмірів армуючих частинок бо траєкторії руху армуючих частинок залежать від їх геометричних розмірів (ваги) [12], тому як фактор в регресійну модель не вводили діаметр армуючої частинки, а приймали за літературними даними [1] та результатами наших методичних дослідів – 1 мм.

РЦКЕ провели на п'ятьох рівнях варіювання факторів. У зіркових точках із урахуванням для чотирьох факторів величини плеча експерименту $\alpha = 2$ [11] та в центрі експерименту.

Вибрані фактори відповідають всім вимогам, які ставляться до них. Інтервали варіювання наведені в табл.2.

Таблиця 2. Кодування факторів та рівні їх варіювання

Рівні факторів	Кодові значення				Натуральні значення			
	x_1	x_2	x_3	x_4	n_x , об/хв	n_z , об/хв	T_ϕ , °С	T_a , °С
Основний рівень	0	0	0	0	180	600	270	210
Інтервал варіювання	1	1	1	1	60	150	65	50
Верхній рівень	+1	+1	+1	+1	240	750	335	260
Нижній рівень	-1	-1	-1	-1	120	450	205	160
Зіркові точки (+)	+2	+2	+2	+2	300	900	400	310
Зіркові точки (-)	-2	-2	-2	-2	60	300	140	110

Точність підтримання параметрів технологічного процесу відцентрового армування складала 3-5 %.

Щоб виключити вплив нерегульованих і неконтрольованих факторів (перепади напруги живлення обладнання, температури води для охолодження індуктора) на значення параметрів оптимізації проводили рандомізацію план-матриці шляхом застосування методу випадкового балансу реалізованого способом випадкових чисел [10].

Для опису технологічного процесу (чотири фактори) використовували поліном другого порядку [10]

$$\begin{aligned}
 y = & b_0 + b_1 \cdot x_1 + b_2 \cdot x_2 + b_3 \cdot x_3 + b_4 \cdot x_4 + b_{12} \cdot x_1 \cdot x_2 + \\
 & + b_{13} \cdot x_1 \cdot x_3 + b_{14} \cdot x_1 \cdot x_4 + b_{23} \cdot x_2 \cdot x_3 + b_{24} \cdot x_2 \cdot x_4 + \\
 & + b_{34} \cdot x_3 \cdot x_4 + b_{11} \cdot x_1^2 + b_{22} \cdot x_2^2 + b_{33} \cdot x_3^2 + b_{44} \cdot x_4^2
 \end{aligned}
 \tag{4}$$

де $b_0, b_1 - b_4, b_{12} - b_{34}; b_{11} - b_{44}$ – коефіцієнти, які характеризують вільний член рівняння, лінійні ефекти, ефекти взаємодії та квадратичні ефекти відповідно; x_1, x_2, x_3, x_4 – контрольовані фактори (параметри технологічного процесу).

Результати досліджень. З метою підтвердження теоретичних обґрунтувань технологічних параметрів процесу відцентрового армування і встановлення закономірностей зміни концентрації твердого сплаву Y_K в робочій зоні комбінованого зубця та його зносостійкості Y_3 , в залежності від кількості обертів ливарної форми навколо горизонтальної n_x та вертикальної n_z осей, температури форми T_ϕ і температури армуючих частинок T_a , провели лабораторні експериментальні дослідження зубців та дослідили кількість твердого сплаву в робочій армованій зоні Y_K , % планіметричним методом та зносостійкість Y_3 робочої армованої зони.

Функції відгуку (параметр оптимізації), тобто концентрацію Y_K та зносостійкість Y_3 визначені експериментальним шляхом, знаходили у вигляді полінома другого порядку (4).

Визначили невідомі коефіцієнти полінома у кодованому вигляді. Після ранжування і визначення значимості при рівні 0,05 коефіцієнти зведені в табл. 3.

Таблиця 3. Коефіцієнти апроксимуючого полінома другого порядку

Коефіцієнт Параметр	b_0	b_1	b_2	b_3	b_{24}	b_{11}	b_{22}	b_{33}	b_{44}
Концентрація, Y_K	60,5	1,367	2,867	–	–	-3,34	-5,24	-1,802	-1,065
Знос, Y_3	2,12	-0,168	-0,275	-0,046	-0,067	0,154	0,156	0,070	0,079

Остаточні рівняння регресії, які відображають залежність концентрації армуючих частинок твердого сплаву в робочій армованій зоні комбінованого зубця $Y_{Ki}(x_1 x_2 x_3 x_4) = f(n_x n_z T_\phi T_a)$, а також його знос $Y_{3i}(x_1 x_2 x_3 x_4) = f(n_x n_z T_\phi T_a)$ залежно від зміни частоти обертання ливарної форми навколо горизонтальної осі n_x , вертикальної осі n_z , температури нагрівання керамічної форми T_ϕ , температури нагрівання твердого сплаву T_a за результатами проведених РЦКЕ 2⁴ у кодованих величинах приймають вигляд:

- для концентрації

$$y_K = 60,5 + 1,367x_1 + 2,867x_2 - 3,340x_1^2 - 5,240x_2^2 - 1,802x_3^2 - 1,065x_4^2 \quad (5)$$

- для зносу

$$y_3 = 2,120 - 0,168x_1 - 0,275x_2 - 0,046x_3 - 0,067x_4 + 0,154x_1^2 + 0,156x_2^2 + 0,070x_3^2 + 0,079x_4^2 \quad (6)$$

Визначали основний рівень для кожного фактора:

- для частоти обертання ливарної форми навколо горизонтальної осі n_x

$$X_{01} = \frac{240 + 120}{2} = 180 \text{ об/хв.};$$

- для частоти обертання ливарної форми навколо вертикальної осі n_z

$$X_{02} = \frac{750 + 450}{2} = 600 \text{ об/хв.};$$

- для температури нагрівання керамічної форми T_ϕ

$$X_{03} = \frac{335 + 205}{2} = 270 \text{ }^\circ\text{C};$$

- для температури підігрівання твердого сплаву T_a

$$X_{04} = \frac{260 + 160}{2} = 210 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Інтервали варіювання та кодовані значення кожного фактору набували значень відповідно до формул (3):

$$\Delta X_1 = \frac{240 - 120}{2} = 60 \text{ об/хв.}; \quad x_1 = \frac{n_x - 180}{60}; \quad (7)$$

$$\Delta X_2 = \frac{750 - 450}{2} = 150 \text{ об/хв.}; \quad x_2 = \frac{n_z - 600}{150}; \quad (8)$$

$$\Delta X_3 = \frac{335 - 205}{2} = 65 \text{ }^\circ\text{C.}; \quad x_3 = \frac{T_\phi - 270}{65}; \quad (9)$$

$$\Delta X_4 = \frac{260 - 160}{2} = 50 \text{ }^\circ\text{C.}; \quad x_4 = \frac{T_a - 210}{50}. \quad (10)$$

Після підстановки формул (7 – 10), перетворень і спрощень виразів (5) і (6) рівняння регресії Y_K і Y_3 у натуральних величинах приймають остаточний вигляд:

- для концентрації

$$Y_K = -123,419 + 0,386n_x + 0,285n_z - 0,001n_x^2 - 0,00023n_z^2 - 0,00003T_\phi^2 - 0,00018T_a^2; \quad (11)$$

– для зносу

$$Y_3 = 10,494 - 0,0022n_x - 0,00899n_z - 0,01156T_\phi - 0,00001n_zT_a + \\ + 0,00004n_x^2 + 0,00001n_z^2 + 0,00002T_\phi^2 + 0,00003T_a^2. \quad (12)$$

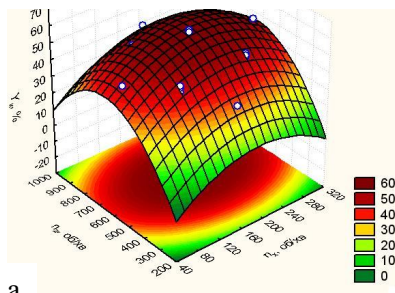
Знайдені рівняння регресії, як в кодованих, так і в натуральних величинах можуть використовуватися для визначення концентрації армуючих частинок Y_K і зносу зубця Y_3 в залежності від зміни частоти обертання ливарної форми навколо горизонтальної осі n_x , вертикальної осі n_z , температури нагрівання керамічної форми T_ϕ , температури нагрівання твердого сплаву T_a , які знаходяться в межах $120 \leq n_x \leq 240$ об/хв, $450 \leq n_z \leq 750$ об/хв, $205 \leq T_\phi \leq 335$ °C, $160 \leq T_a \leq 260$ °C.

Для визначення впливу параметрів технологічного процесу (змінних факторів) на параметри оптимізації використали прикладну статистичну програму (STATISTIKA версія 6.0) для ПК побудувавши поверхні відгуку параметрів оптимізації та їх двомірні перерізи в залежності від двох змінних факторів $X_{i(1,2)}$ при постійних основних рівнях інших двох факторів $X_{i(3,4)}$.

Після опрацювання експериментальних даних і перевірки значимості коефіцієнтів регресії та адекватності вибраної математичної моделі даному технологічному процесу, отримали проміжні рівняння регресії концентрації армуючих частинок Y_K і величини зносу Y_3 робочої зони комбінованого зубця в залежності від впливу двох змінних факторів.

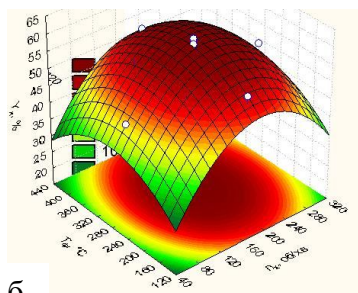
Відповідно за рівняннями регресії побудовані поверхні відгуку та двомірні перерізи цих поверхонь концентрації армуючих частинок в армованій зоні і величини зносу робочої зони зубця в залежності від двох факторів, коли інші два залишаються сталими, рівними значенням на основному рівні (рис. 1 і 2).

$n_x, n_z, T_\phi = 270$ °C; $T_a = 210$ °C



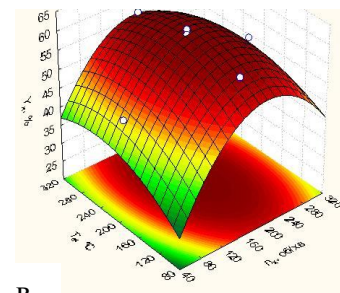
а

$n_x, T_\phi, n_z = 600$ об/хв; $T_a = 210$ °C



б

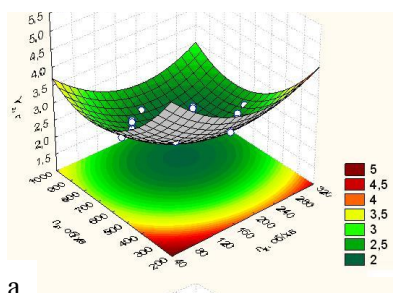
$n_x, T_a, n_z = 600$ об/хв;
 $T_\phi = 270$ °C



в

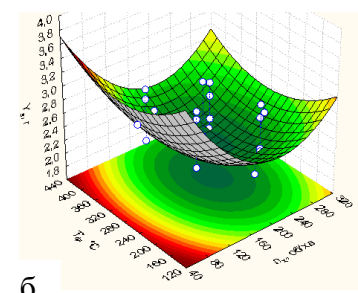
Рис. 1. Поверхні відгуку залежності концентрації робочої частини зубця від технологічних параметрів

$n_x, n_z, T_\phi = 270$ °C; $T_a = 210$ °C



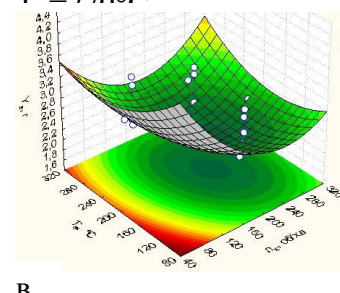
а

$n_x, T_\phi, n_z = 600$ об/хв; $T_a = 210$ °C



б

$n_x, T_a, n_z = 600$ об/хв;
 $T_\phi = 270$ °C



в

Рис. 2. Поверхні відгуку залежності зносу робочої частини зубця від технологічних параметрів

Як видно із рис. 3 та рис. 4, зміна величини концентрації армуючих частинок і величини зносу робочої зони комбінованого зубця залежать від параметрів технологічного процесу, які змінюються по параболічному закону і в точках екстремуму даних параметрів відповідно концентрація армуючих частинок буде найбільша, а величина зносу – найменша.

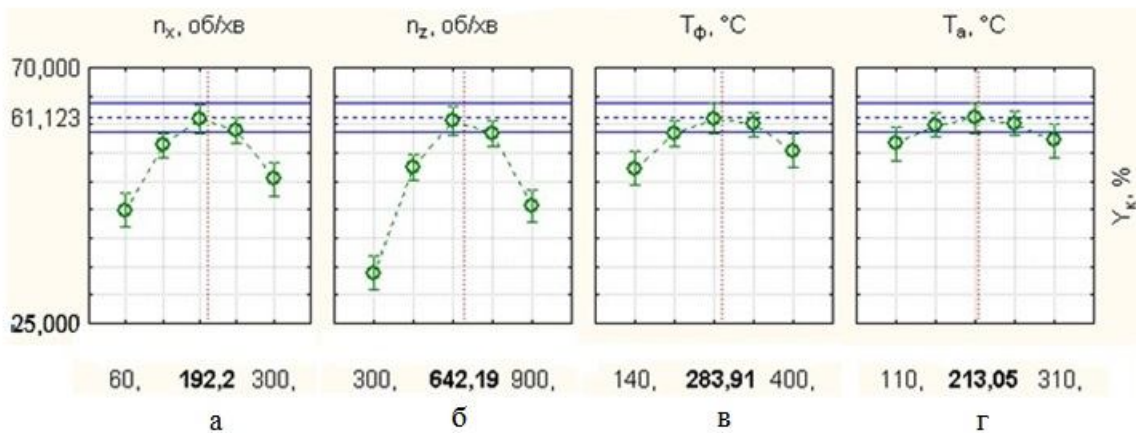


Рис. 3. Профілі функції залежності концентрації армуючих частинок від параметрів технологічного процесу: а – n_x ; б – n_z ; в – T_ϕ ; г – T_a .

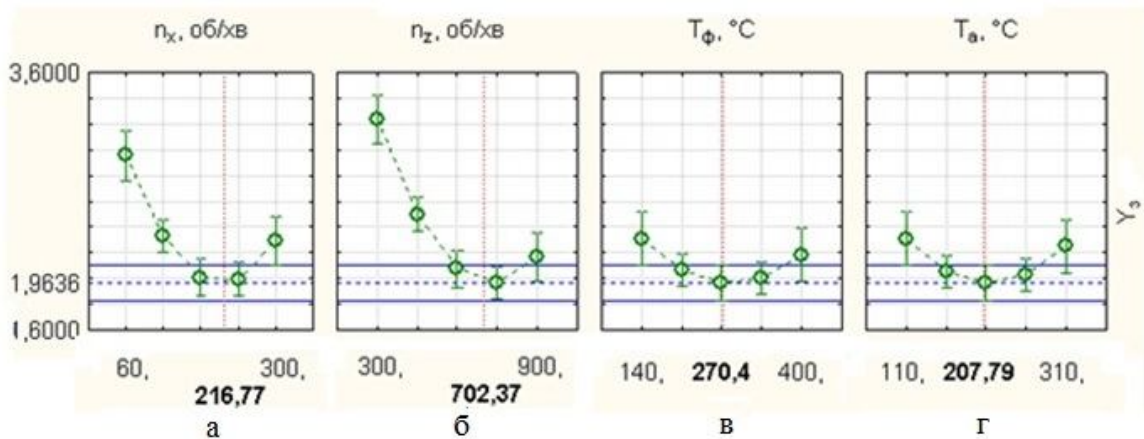


Рис. 4. Профілі функції залежності зносу робочої зони комбінованого зубця від параметрів технологічного процесу: а – n_x ; б – n_z ; в – T_ϕ ; г – T_a

Висновки. Розроблено методику планування експериментальних досліджень для проведення центрального композиційного експерименту РЦКЕ 2^4 для змінних факторів частоти обертання ливарної форми навколо горизонтальної осі $n_x = 120-240$ об/хв., вертикальної осі $n_z = 450-750$ об/хв., температури нагрівання керамічної форми $T_\phi = 205-335$ °С, температури нагрівання твердого сплаву $T_a = 160-260$ °С з метою визначення залежності концентрації армуючих частинок в робочій армованій зоні зубця, а також його зносостійкості від залежних параметрів.

Величина концентрації твердого сплаву залежить від параметрів технологічного процесу, причому в більшій мірі впливають кінематичні складові параметрів n_x і n_z ніж температурні. Аналогічний вплив технологічні параметри мають і на величину зносу. При максимальній величині концентрації твердого сплаву в армованій зоні забезпечується мінімальний знос.

1. Бугай Ю. Н. Исследование технологии изготовления заготовок шарошек буровых долот центробежной отливкой с объемно-армированным вооружением и плавленной опорой: дис. ... канд. тех. наук / Юрий Николаевич Бугай. – М., 1976. – 308 с.
2. Борушак Б. О. Разработка технологического процесса центробежного армирования лопастных долот: дис. ... канд. Техн. наук: 05.02.08 / Богдан Онуфриевич Борушак. – Ивано-Франковск, 1993. – 187 с.

3. Ясашин В. А. Конструкторские и технологические методы повышения эффективности работы буровых шарошечных долот большого диаметра: автореф. дисс. на соискание уч. степени докт. техн. наук: спец. 05.02.13 "Машины, агрегаты и процессы (нефтяная и газовая промышленность)" [Текст] / В. А. Ясашин. – М., 2009. – 48 с.
4. James M. Hill / Mathematics and mechanics of granular materials / [edited: James M. Hill, A.P.S. Selvadurai] // Reprinted from Journal of Engineering Mathematics, Vol . 52, Nos. 1–3 (July 2005). – 320 p.
5. Адлер Ю. П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Е. В. Маркова, Ю. В. Грановский. – М.: Наука, 1976. – 281 с.
6. Бугай Ю. Н. Автоматизация получения композиционных матери-алов для объемного упрочнения / Ю. Н. Бугай, Э. Б. Милевский, И. О. Загайдук // Автоматизация производственных процессов в машиностроении: республиканский межведомственный научно-технический сборник. – Львов. – 1983. – Вып. 22. – С. 20–22.
7. Шуляр І. О. Відцентрове армування озброєння бурових інструментів / І. О. Шуляр, В. В. Кустов, Л. Я. Роп'як // Матеріали II міжнар. наук.-прак. конф. «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем», 23–25 трав. 2012 р.: тези доп. – Чернігів, 2012. – С. 29.
8. Бугай Ю. Н. Центробежно-армированный породоразрушающий буровой инструмент / Ю. Н. Бугай, И. В. Воробьев. – Львов: Выща школа, 1989. – 205 с.
9. Шуляр І. Дослідження руху твердих частинок у рідкому сплаві при відцентровому армуванні з двома взаємно перпендикулярними осями обертання ливарної форми / І. Шуляр, М. Маковійчук, Л. Роп'як // Наукові нотатки. – Луцьк. – 2013. – № 40. – С. 321–330.
10. Душинский В. В. Оптимизация технологических процессов в машиностроении / В. В. Душинский, Е. С. Пуховский, С. Г. Радченко. [Под общей ред. Г. Э. Таурита]. – К.: Техніка, 1977. – 176 с.
11. Евдокимов Ю. А. Планирование и анализ экспериментов при решении задач трения и износа / Ю. А. Евдокимов, В. И. Колесников, А. И. Тетерин. – М.: Наука, 1980. – 228 с.
12. Композиционные материалы в технике / [Д. М. Карпинос, Л. И. Тучинский, А. Б. Сапожников и др.] – К.: Техніка, 1985. – 152 с.

Стаття прийнята до редакції 20.03.2015.

УДК 621.785.539

Н. М. Яворська, С. Я. Підгайчук, О. С. Дробот*Хмельницький національний університет***ВПЛИВ ДИФУЗІЙНОГО ВІДПАЛУ НА СКЛАД І СТРУКТУРУ КЕП НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ**

В статті наведено результати експериментальних досліджень формування дифузійних покриттів з включеннями нанорозмірного нітриду бору та суміші нітридів титану і силіцію. Підтверджено, що введення в нікелеві шари нітридних включень сповільнює протікання взаємних дифузійних процесів Ni та Fe. Експериментальним шляхом підібрано режими термічної обробки, які забезпечують формування дифузійних покриттів рівноважної структури.

Ключові слова: композиційні електрохімічні покриття, дифузійний відпал, термічна обробка, нанопорошки, нітриди титану, нітриди силіцію, нітриди бору.

Рис. 5. Табл. 1. Літ. 1.

Н.М. Яворская, С.Я. Пидгайчук, О.С. Дробот**ВЛИЯНИЕ ДИФУЗИОННОГО ОТЖИГА НА СОСТАВ И СТРУКТУРУ КЭП НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ**

В статье приведены результаты экспериментальных исследований формирования диффузионных покрытий с включениями наноразмерного нитрида бора и смеси нитридов титана и силиция. Подтверждено, что добавление в никелевые слои нитридных включений замедляет прохождение взаимных диффузионных процессов Ni и Fe. Экспериментальным путём подобрано режимы термической обработки, которые обеспечивают формирование диффузионных покрытий равновесной структуры.

Ключевые слова: композиционные электрохимические покрытия, диффузионный отжиг, термическая обработка, нанопорошки, нитриды титана, нитриды силиция, нитриды бора.

N.M. Yavorska, S.Y. Pidgaychuk, O.S. Drobot**THE INFLUENCE OF ANNEALING ON THE COMPOSITION AND STRUCTURE OF THE CEC ON THE BASIS OF NICKEL**

This article is devoted to the results of experimental studies of the formation of diffusive coverages with nanoscale inclusions of boron nitride and mixtures of titanium nitrides and silicium. The addition of nitrides inclusions in the layers of nickel slows down of passage mutual diffusion processes Ni and Fe is shown. Experimentally chosen modes heat treatment that ensure the formation of diffusion coatings equilibrium structure.

Keywords: compositional electrochemical coverages, preliminary inflicted, heat treatment, nanopowders, titanium nitrides, silicium nitrides, boron nitrides.

Вступ. Створення нових покриттів з відповідним комплексом властивостей є спонукальним чинником для розвитку і удосконалення конструкцій деталей машин в різних галузях техніки. Проте, потенційні можливості, які закладені в таких покриттях застосовуються не в повній мірі та не так ефективно. Умови роботи, в яких працюють деталі машин, вимагають від них не тільки багатофункціональності (сукупності певних фізичних, хімічних і механічних властивостей), а також можливості тривалий час стабільно зберігати ці властивості та бути стійкими до дії агресивних середовищ. Отже, зміна властивостей покриттів в потрібному напрямку є актуальною задачею.

Розв'язання таких проблем невід'ємно пов'язано із підвищенням експлуатаційних властивостей поверхневих шарів виробів, яке може відбуватись за різних технологічних прийомів. При нанесенні гальванічних покриттів часто спостерігаються такі супутні процеси: виникнення внутрішніх напружень, наводнювання основи, низька адгезія покриття з основою, тощо, що можуть призвести до небажаних змін властивостей матеріалу таких, як зміна міцності та пластичності. Перелічені недоліки вдається усунути за рахунок поєднання різних методів та режимів отримання покриттів, а саме електролітичного осадження та дифузійного відпаалу попередньо-нанесених гальванічних шарів. Таке поєднання дозволить отримати поверхневий шар виробу визначеного складу та керувати його структурою, а відповідно, забезпечити комплекс необхідних експлуатаційних властивостей.

В промисловості широко використовуються покриття на основі нікелю, так як вони підвищують корозійну стійкість та жаростійкість сталей, мають високу теплопровідність. Такі позитивні якості можуть бути покращені за рахунок введення в нікелеву матрицю наночастинок, міцність щеплення покриття з основою – за рахунок проведення термічної обробки деталей.

Метою даної роботи є вибір режимів термічної обробки КЕП, які забезпечують формування дифузійних покриттів певного складу та рівноважної структури на базі мікрорентгеноспектральних та металографічних досліджень впливу відпалу на склад і структуру попередньо нанесених КЕП.

Об'єктом дослідження були КЕП товщиною 20 мкм осаджені на зразки зі сталі 08. Покриття створені на основі гальванічного нікелю з нановключеннями нітриду бору розміром 0,01 мкм та сумісно синтезованої композиції нітриду силіцію та титану (70% TiN + 30% Si₃N₄) з розміром частинок від 0,01 мкм до 0,05 мкм [1]. Для порівняння досліджувалися гальванічні покриття на основі нікелю.

Не дивлячись на відповідну підготовку поверхні до нанесення КЕП в досліджуваних покриттях спостерігалась недостатня міцність зчеплення з основою (даний недолік притаманний гальванічним нікелевим покриттям осадженим при низьких температурах розчину електроліту). Для покращення зчеплення отриманих КЕП з основою виробу та отримання на поверхні деталей визначеного складу покриттів, проведено подальший дифузійний відпал у вакуумній електропечі СГВ 2.4 2/15 ИЗ при таких режимах: температура відпалу 860 – 760°C, тривалість витримки 1 – 3 години.

Проведені мікрорентгеноспектральні дослідження на приладі – скануючий електронний мікроскоп ZEISS EVO 50XVP, дозволили отримати залежності інтенсивності випромінювання компонентів покриттів в порівнянні з еталонами чистих металів. Внаслідок цих досліджень були визначені співвідношення компонентів покриттів на поверхні зразків та по глибині дифузійного шару. Залежності інтенсивності рентгенівського випромінювання від віддалі до поверхні зразків наведені на рис. 1.

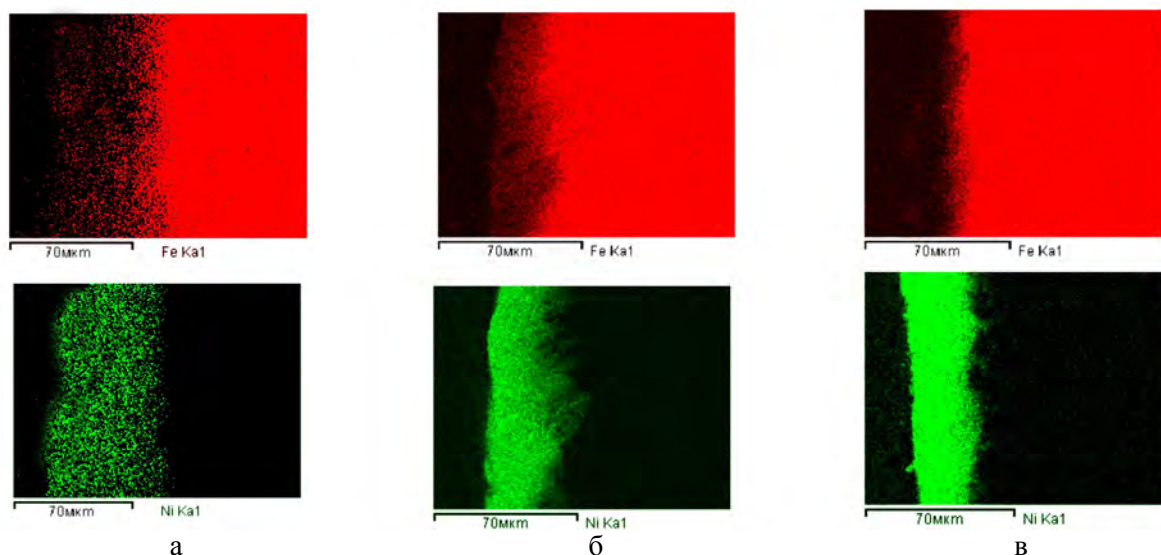


Рис. 1. Результати мікрорентгеноспектральних досліджень покриттів після 1 години відпалу при $T=860^{\circ}\text{C}$:

а – гальванічний Ni, б – гальванічний Ni з включеннями BN, в – гальванічний Ni з включеннями TiN+Si₃N₄

Режими дифузійного відпалу, склад покриттів та товщина дифузійних шарів визначені металографічним методом та мікрорентгеноспектральним аналізом, наведені в табл. 1.

Товщини утворених дифузійних шарів лежать в межах 30 – 95 мкм та залежать від температури і тривалості відпалу. Товщина дифузійного шару нікелю в чистому гальванічному нікелевому покритті більша, ніж в покриттях на основі нікелю з добавками нітридів бору та суміші нітридів TiN+Si₃N₄, що свідчить про зменшення рухливості нікелю через наявність наночастинок.

На поверхні відпалених зразків поява заліза зафіксована в результаті наступних режимів відпалу: для зразків з гальванічним Ni та КЕП з нанопорошками BN – $T = 760^{\circ}\text{C}$, $t = 1$ год., а для КЕП з сумішшю нанопорошків TiN + Si₃N₄ – $T = 760^{\circ}\text{C}$, $t = 2$ год. (табл. 1).

Розподіл компонентів дифузійних покриттів та товщина перехідного шару практично однакові при наступних режимах відпалу: 760°C, 2 год. та 860°C, 1 год. (табл. 1). Такий результат є очевидним, оскільки підвищення температури термічної обробки активує процес дифузії та

скорочує час отримання дифузійного покриття потрібної товщини, що є досить важливо з технологічної сторони.

Збільшення температури або тривалості відпалу покриттів призводить до різкого зменшення концентрації нікелю в покритті (0 – 20 мкм) та збільшення концентрації заліза в результаті взаємної дифузії елементів.

Таблиця 1. Хімічний склад покриття, режими відпалу та товщини дифузійних шарів

Матеріал покриття	Режими відпалу		Товщина дифузійного шару, мкм		Концентрація Ni на поверхні зразку, %	Концентрація Ni на глибині 20 мкм, %
	$T, ^\circ C$	$t, год$	МРСА*	МГМ**		
Ni	760	1	36	32	91	54
Ni	760	2	51	53	82	50
Ni	760	3	62	60	74	47
Ni	860	1	55	55	85	52
Ni	860	2	78	80	64	46
Ni	860	3	95	94	48	40
Ni+BN	760	1	32	30	94	74
Ni+BN	760	2	45	47	89	72
Ni+BN	760	3	55	54	84	70
Ni+BN	860	1	52	50	91	73
Ni+BN	860	2	73	71	79	68
Ni+BN	860	3	90	92	69	63
Ni+(TiN+Si ₃ N ₄)	760	1	30	34	100	93
Ni+(TiN+Si ₃ N ₄)	760	2	42	40	97	92
Ni+(TiN+Si ₃ N ₄)	760	3	52	53	94	90
Ni+(TiN+Si ₃ N ₄)	860	1	46	45	99	92
Ni+(TiN+Si ₃ N ₄)	860	2	65	63	94	88
Ni+(TiN+Si ₃ N ₄)	860	3	80	80	89	85

Примітки:

- *МРСА – мікрорентгеноспектральний аналіз.
- ** МГМ – металографічний метод.

Значну роль в протіканні дифузійних процесів відіграють нітридні включення, які сповільнюють взаємну дифузію Ni та Fe, про що свідчать дані перерозподілу компонентів у відпалених КЕП, порівняно з перерозподілом компонентів у відпалених гальванічних нікелевих покриттях без добавок. Криві перерозподілу компонентів в поверхневих шарах зразків з покриттями гальванічного Ni, нікелю з включеннями BN і нікелю з нанопорошками TiN+ Si₃N₄, отриманими при температурі відпалу $T = 860^\circ C$ та тривалості витримки 1, 2, 3 години, наведено на рис. 2 (дані мікрорентгеноспектрального аналізу). При збільшенні часу відпалу до 3 годин на віддалі 50 мкм від поверхні (по осі x відкладено віддалі від поверхні зразка, мкм) в дифузійних шарах спостерігається значно більша кількість нікелю порівняно з відпалом при тривалості витримки 1 – 2 години.

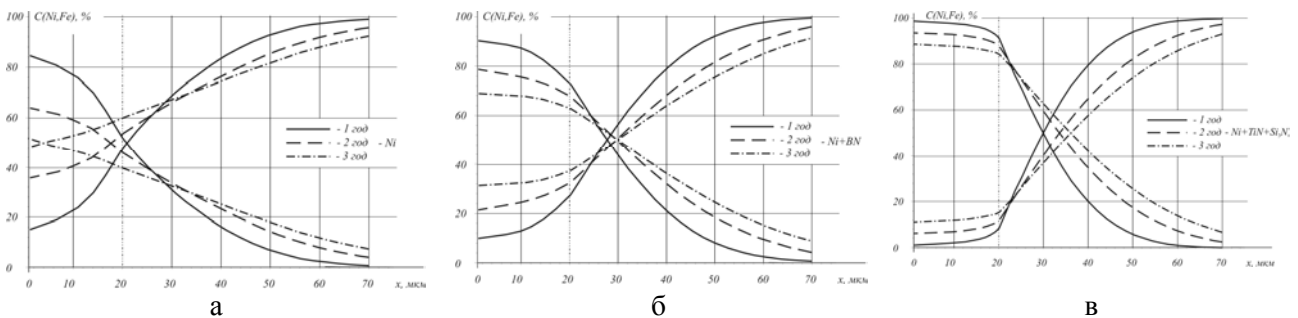


Рис. 2. Розподіл компонентів в поверхневих шарах зразків після відпалу при $860^\circ C$ та різній тривалості витримки: а - гальванічний Ni; б - гальванічний Ni з включеннями BN; в - гальванічний Ni з включеннями нітридів TiN та Si₃N₄

Металографічним аналізом отриманих покриттів була досліджена їх структура, а також була визначена товщина перехідних дифузійних шарів, утворених після відпалу (рис. 3, табл. 1). На металографії даних зразків видно залізо-нікелеву дифузійну зону та зону гальванічних забруднень, яка внаслідок відпалу відсунута в глибину покриття. Із збільшенням температури та тривалості відпалу збільшується ширина перехідної зони КЕП, структура основи покриття стає більш крупнозернистою, утворюються різноорієнтовані зерна змінюється структура зразка (сталь 08) (рис. 4).

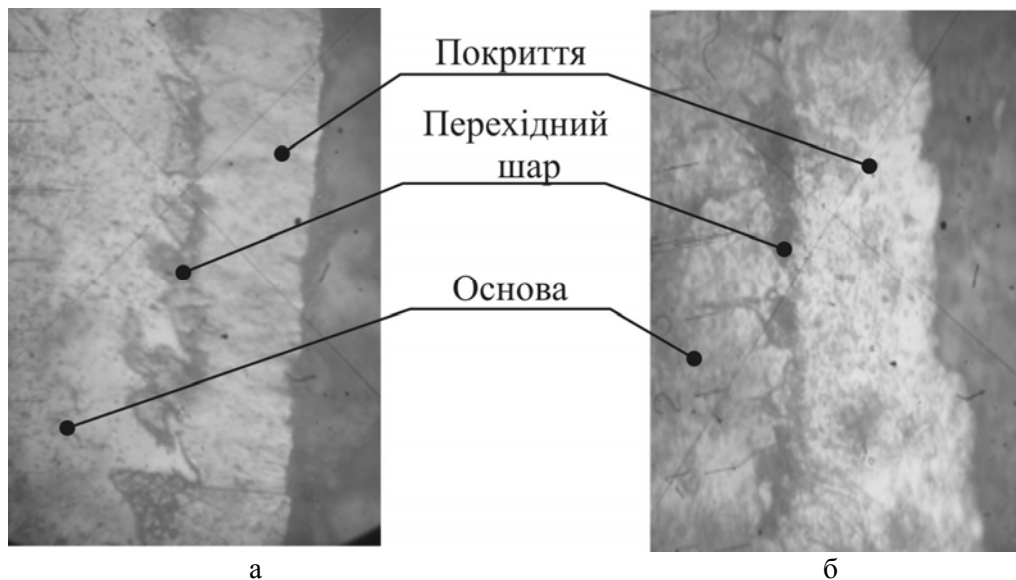


Рис. 3. Мікроструктура поверхнього шару КЕП на основі гальванічного Ні з включеннями нітридів після відпалу при 760°C, витримка 3 год. ($\times 500$): а – Ni + BN; б – Ni + (TiN + Si₃N₄)

Покриття з нановключеннями суміші нітридів TiN + Si₃N₄ після термічної обробки мають більш дрібнозернисту структуру ніж покриття з чистим нікелем після такої ж термічної обробки. В структурі таких зразків із збільшенням часу відпалу до 3 годин при T=860°C не зафіксовано направленою росту зерен основи, але ширина перехідної зони збільшується до 80 мкм, що покращує щеплення покриття з основою (рис.4).

Покриття з нановключеннями нітриду бору після термічної обробки (T=760°C, t=1, 3 год.) мають дрібнозернисту структуру. В структурі таких покриттів, відпалених при T=860°C, протягом 3 год., спостерігається направлений ріст зерна. Оптимальним є режим відпалу T=760°C, 3 години, при якому не зафіксовано направленою росту зерен основи, ширина перехідного шару біля 55 мкм, що є достатнім для якісного щеплення покриття з основою (рис.5).

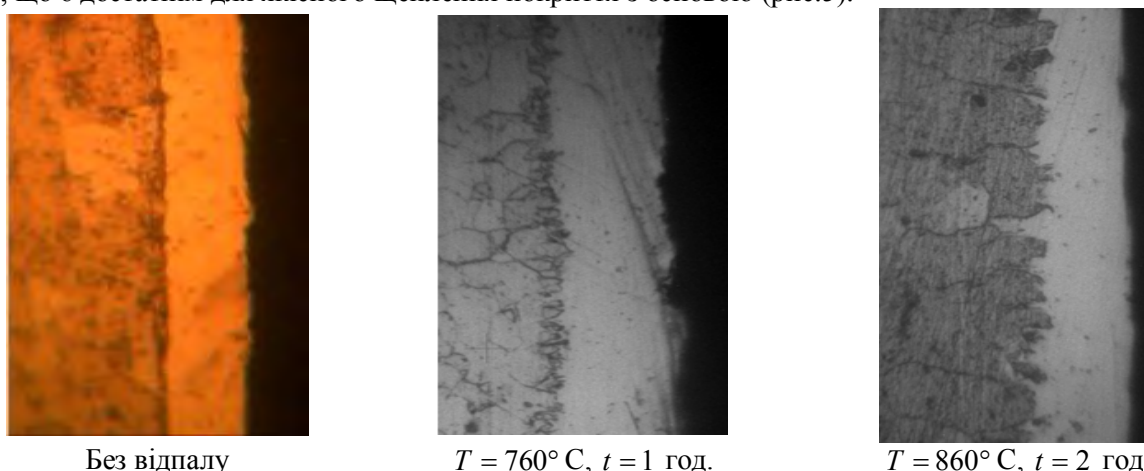
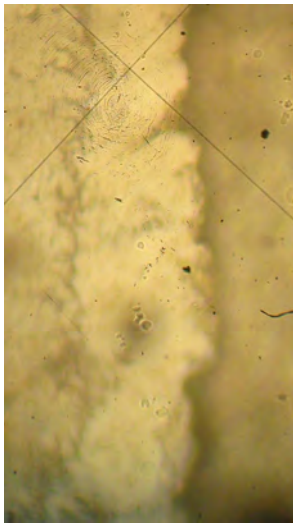


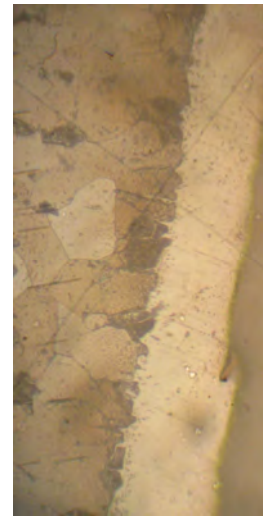
Рис. 4. Мікроструктура КЕП з нановключеннями суміші нітридів TiN + Si₃N₄ до і після термічної обробки, $\times 500$



T=760°C, t=1 год



T=760°C, t=3 год



T=860°C, t=3 год

Рис. 5. Мікроструктура КЕП з нановключеннями VN після термічної обробки, $\times 500$

Висновки. З метою покращення якості КЕП на основі нікелю з нанорозмірними включеннями нітридів бору та суміші нітридів титану і силіцію з основою металовиробу застосовано дифузійний відпал. Експериментальним шляхом підібрано режими термічної обробки, які забезпечують формування дифузійного покриття рівноважної структури. Рекомендованими є такі режими термічної обробки: для КЕП з нановключеннями суміші нітридів $TiN + Si_3N_4$ – 860°C, 3 години, для КЕП з добавкою нітриду бору – відпал при температурі 760°C, 3 години.

1. Пат. 29705. Україна, МПК С25D 15/00. Склад для отримання КЕП на основі Ni з добавками нанорозмірних нітридів / Покришко Г. А., Дробот О. С., Підгайчук С. Я., Яворська Н. М.; заявник та патентовласник Хмельницький національний університет – № u 2007 10329; заявл. 17/09/2007; опубл. 25.01.2008, Бюл. № 2.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.