

Міністерство освіти і науки України

ХАРКІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ АВТОМОБІЛЬНО-ДОРОЖНІЙ
УНІВЕРСИТЕТ

**«МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО
ТА ТЕХНОЛОГІЇ»**

Міжнародна науково-технічна конференція

22–23 вересня 2022 р.

**Харків
ХНАДУ
2022**

УДК 621.785.3:669.15-194:669.1.017+ УДК 621.017:669.14.018.294.083.133+УДК 666.11.01+
УДК 669.715+ УДК 621.923.6:621.318.4:621.002.3+ УДК 621.9.048+ УДК 621.039.4+УДК
669.715.018:621.745+ УДК 669.017+ УДК 669.1+ УДК 620.22+ УДК 378; 502.1+ УДК
621.891+ УДК 669.245.018.044:620.193.53+ УДК 378; 502.1+ УДК 620.22.001.66+ УДК
621.793+ УДК 621.791+ УДК 629.793+ УДК 621.5

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО ТА ТЕХНОЛОГІЇ. Матеріали міжнародної
науково-технічної конференції. – Харків : ХНАДУ, 2022. – 190 с.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Глушкова Д.Б. – професор, д.т.н., ХНАДУ;

Калініна Н.Є. – професор, д.т.н., ДНУ ім. О. Гончара;

Луценко В.А. – д.т.н., ст. н. с., Інститут чорної металургії імені
З.І. Некрасова НАН України;

Дощечкіна І.В. – професор, к.т.н., ХНАДУ;

Лалазарова Н.О. – доцент, к.т.н., ХНАДУ

Зміст

ВСТУП.....	6
Луценко В.А., Голубенко Т.М., Луценко О.В. РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧА ПОМ'ЯКШУВАЛЬНА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ	7
Hlushkova D.B., Bagrov V.A., Demchenko S.V., Volchuk V.M., Kalinin O.V., Kalinina N.E. IMPLEMENTATION GAS-PLASMA COATINGS BASED ON NICKEL	13
Подольський Р.В., Бабаченко О.І., Кононенко Г.А. ДОСЛІДЖЕННЯ ПЕРСПЕКТИВНОЇ СТАЛІ З ВИСОКОЮ ПРОГАРТО- ВУВАНІСТЮ ДЛЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК.....	23
Шарагов В.А. ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СИЛКАТНИХ СТЕКОЛ ЗА ДОПОМОГОЮ МЕТОДУ СЕКЦІЙНОГО ТРАВЛЕННЯ РОЗЧИНОМ HF	34
Калініна Н.Є., Цокур Н.І., Носова Т. В., Мороз Я.В. НАНОТЕХНОЛОГІЯ - РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧИЙ СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЯКІСНОЇ ПРОДУКЦІЇ МАШИНОБУДУВАННЯ	40
Роїк Т.А., Гавриш О.А., Бровкин А.О. ПАРАМЕТРИ ЯКОСТІ ПОВЕРХОНЬ КОМПОЗИТНИХ САМОЗМАЩУВАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ТЕРТЯ ДЛЯ ДРУКАРСЬКИХ МАШИН ПРИ АБРАЗИВНОМУ ШЛІФУВАННІ.....	45
Гапонова О.П., Жиленко Т.І., Тарельник Н.В., Жиленко О.І. МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ПРОЦЕСУ РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ТЕПЛА В СТАЛЬНІЙ ДЕТАЛІ ПІД ЧАС ПОВЕРХНЕВОЇ МОДИФІКАЦІЇ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ.....	55
Тарельник В.Б., Пирогов В.О. КРИТЕРІЇ ВИБОРУ ТЕХНОЛОГІЇ НАНЕСЕННЯ БАБІТОВИХ ПОКРИТЬ ПІДШИПНИКІВ КОВЗАННЯ РОТОРНИХ МАШИН	61
Vahrusheva V.S., Hlushkova D.B., Volchuk V.M., Nosova T.V., Mamhur S.I., Tsokur N.I., Bagrov V.A., Demchenko S.V., Ryzhkov Yu.V., Scrypnikov V.O. HE CORROSION RESISTANCE OF HEAT-RESISTANT ALLOYS FOR PARTS OF POWER EQUIPMENT	71

Аюпова Т.А., Носко О.А., Красніков В.О., Чередник В.О. СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АЛ9 В ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ЛАНЦЮЖКУ «МОДИФІКУВАННЯ-ОБРОБКА В РІДКОМУ СТАНІ»	78
Аврунін Г.А., Глушкова Д.Б. ДОСВІД ВИКОРИСТАННЯ ПАР ТЕРТЯ КОВЗАННЯ, УЩІЛЬНЕНЬ ТА РОБОЧИХ РІДИН В ОБ'ЄМНИХ ГІДРОПРИВОДАХ БУДІВЕЛЬНИХ ТА ДОРОЖНІХ МАШИН.....	91
Князєв С.А., Князєва Г.О. СТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО, ТЕРМОСТАБІЛЬНОГО СПЛАВУ З ТВЕРДОРОЗЧИННО-БОРИДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ	104
Кропівний В.М., Босий М.В., Кузик О.В., Кропівна А.В. ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОЦЕСУ ТЕПЛООБМІНУ ОБРОБКИ МЕТАЛУ В НАГРІВАЛЬНИХ ПЕЧАХ	112
Письменкова Т.О., Зіборов К.А. ІНЖЕНЕРНО-ЕКОЛОГІЧНА КОМПЕТЕНТНІСТЬ – НЕОБХІДНА СКЛАДОВА СУЧАСНОЇ ПІДГОТОВКИ ТЕХНІЧНОГО ФАХІВЦЯ.....	118
Кропівний В.М., Босий М.В., Кузик О.В., Кропівна А.В., Молокост Л.А., ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ЛІКВАЦІЇ ТА ЇЇ НАСЛІДКИ У ВИЛИВКАХ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУН	124
Глотка О.А., Ольшанецький В.Ю., Хвостак В.В. ЗБІЛЬШЕННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ЗАВДЯКИ ОПТИМІЗАЦІЇ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ.....	130
Зіборов К.А., Письменкова Т.О. АПЦИКЛІНГ ЯК ІНСТРУМЕНТ ФОРМУВАННЯ КРЕАТИВНОСТІ І РАЦІОНАЛЬНОСТІ У ЗДОБУВАЧІВ ТЕХНІЧНИХ СПЕЦІАЛЬНОСТЕЙ	135
Лалазарова Н.О, Омельченко В.В., Попова О.Г. ПОКРАЩЕННЯ ОБРОБЛЮВАНOSTІ ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ	142

Омельченко Л.В., Ольховський П.О. ІННОВАЦІЙНИЙ СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ДЕТОНАЦІЙНОЇ ШИХТИ, ЯКИЙ ЗАБЕЗПЕЧУЄ ОТРИМАННЯ АЛМАЗНОЇ ФРАКЦІЇ З СТАБІЛЬНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ	150
Багров В.А. НАПЛАВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ В УМОВАХ АБРАЗИВНОГО ЗНОСУ З ПОМІРНИМ УДАРНИМ НАВАНТАЖЕННЯМ..	158
Афанасьєва О.В., Лалазарова Н.О. СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛАЗЕРНОГО РІЗАННЯ МАТЕРІАЛІВ	164
Багров В.А., Посмітний Є.А. ЗАСТОСУВАННЯ ТЕРМОЕЛЕКТРИЧНОГО МЕТОДУ КОНТРОЛЮ ДЛЯ ЕКСПРЕС-ДІАГНОСТИКИ ЯКОСТІ ТА ПІДБОРУ ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ	171
Дудукалов Ю.В., Ковальов Б.В. МЕТОДИКА БАГАТОКРИТЕРІАЛЬНОЇ ОПТИМІЗАЦІЇ КОМБІНОВАНОГО FDM-ДРУКУ З МОДИФІКУВАННЯМ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ.....	178
Воронков О.І., Нікітченко І.М., Тесленко Е.В., Богданов А.І., Назаров А.О. РЕЗУЛЬТАТИ ВИПРОБУВАННЯ ПНЕВМОДВИГУНА	184

ВСТУП

22–23 вересня 2022 року в Харківському національному автомобільно-дорожньому університеті відбулась щорічна Міжнародна науково-технічна конференція «Матеріалознавство та технології» он-лайн на платформі ZOOM, організаторами якої виступили: кафедра технології металів та матеріалознавства ім. О.М. Петриченка, ТОВ НВО «Укрінтех», ДП «Завод ім. В.О. Малишева», АТ ХМЗ «Світло Шахтаря», Бранденбургський університет. Мета проведення заходу – обмін новітніми розробками в галузі матеріалознавства та налагодження зв'язків з вищими навчальними закладами, промисловими підприємствами, компаніями України та зарубіжних країн з пріоритетних напрямів виробництва.

На конференції працювали наступні секції і розглядалися питання: сучасне матеріалознавство – стан, проблеми, перспективи (методи поверхневого зміцнення – наплавлення та напилювання покриттів, електроіскрове легування; термічна обробка та ін.); технології обробки (модифікування в металургії кольорових металів і сплавів, особливості отримання відливок з високоміцних чавунів, оброблюваність високохромистих чавунів, лазерне різання та ін.); освітні інновації. Вирішення цих питань направлене на підвищення надійності та довговічності виробів.

Обмін учасниками конференції думками з питань, пов'язаних з рішенням матеріалознавчих проблем та вдосконаленням технологій обробки матеріалів, є корисним і актуальним.

РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧА ПОМ'ЯКШУВАЛЬНА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Луценко В.А., д.т.н., ст.н.с., Голубенко Т.М., к.т.н., Луценко О.В., к.т.н.
Інститут чорної металургії імені З.І. Некрасова НАН України

Анотація. Дослідженнями встановлено, що у сталях зі змішаною структурою при подальшому відпалі структурні перетворення протікають за знижених температур і вимагають меншої тривалості витримки. Отримання після прокатки такої структури дозволяє прискорити проміжну термічну пом'якшувальну обробку, за рахунок чого знизити енергетичні витрати, і забезпечує високу пластичність сталі перед механічною обробкою.

Ключові слова: легування, прокат, структурні перетворення, відпал, сфероїдизація, твердість, механічні властивості.

RESOURCE-SAVING SOFTENING HEAT TREATMENT OF ALLOY STEELS

V.A. Lutsenko, Dr. Eng., Senior Researcher,
T.M. Golubenko, Pr.D., O.V. Lutsenko, Pr.D.,
Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine

Abstract. By investigation it was established that in steels with a mixed structure, upon further annealing, structural transformations occur at lower temperatures and require a shorter exposure time. Receiving such structure after rolling, allows to speed up intermediate softening heat treatment, thereby reducing energy costs, and provides high ductility of steel before mechanical processing.

Key words: alloying, rolling, structural transformations, annealing, spheroidization, hardness, mechanical properties.

Вступ

У сучасній металургійній галузі відбувається зниження завантаження виробничих потужностей із одночасною втратою традиційних ринків збуту металодукції. Достатній рівень експорту металопродукції досягнуто за рахунок низького її споживання на внутрішньому ринку [1]. Мінливість обсягів замовлень на машинобудівну продукцію в сучасних умовах вимагає впровадження гнучких рішень зі збереженням рентабельності виробництва та економії ресурсів [2].

Виробництво прокату з легованих сталей особливо важливе для машинобудування. Сучасне машинобудування ставить все більш високі вимоги до експлуатаційних властивостей матеріалів, тому в останні роки збільшується число нових марок легованої сталі. Основна увага при розробці марок сталі зосереджена на одержанні необхідних механічних властивостей водночас із раціональним використанням ресурсів.

Аналіз публікацій

Сортовий прокат круглого перерізу виробляється у великих обсягах із різних марок сталей і часто є вихідним матеріалом для виробництва різних металовиробів. Основна мета застосування термічної обробки сталі – це надання металовиробам необхідних якісних характеристик: міцності, пластичності, твердості тощо. Багато металургійних підприємств прагнуть отримати вихідний прокат з ферито-перлітною структурою, який має високу пластичність. Для цього широко застосовуються технології уповільненого охолодження, які дозволяють запобігти появі зміцнювальних структур. Проведення уповільненого охолодження вимагає встановлення додаткового обладнання, що для деяких підприємств неможливо через обмежені потужності та площі. У процесі виробництва прокат піддається різній механічній обробці (штампування, кування, волочіння тощо), яка надає необхідний розмір та форму готовому металовиробу. Перед механічною обробкою сталь повинна мати низькі параметри міцності та високу пластичність [3], в іншому випадку обробка ускладнюється, підвищується зношування обладнання та збільшується ймовірність появи дефектів металу. Для забезпечення високої пластичності на металургійних і машинобудівних підприємствах традиційно використовують пом'якшувальну термічну обробку (відпал) при підкритичних температурах, переважно при $A_1 - 25...40\text{ }^{\circ}\text{C}$ з тривалою ізотермічною витримкою [4]. Протягом відпалу проходять структурні перетворення і структура, що утворюється, являє собою зернистий перліт [5, 6].

Відомо, що структурні перетворення при термічній обробці починаються з фаз, які мають меншу термодинамічну стабільність, а саме фаз, утворених за проміжним та зсувним механізмом (бейніт, мартенсит [7, 8]). У сталях із перлітною структурою для початку перетворень необхідний більший термодинамічний стимул: підвищена температура, час, термоциклювання тощо. Тому отримати сфероїдизовану структуру в сталях перлітного класу значно складніше, бо потребує тривалого часу обробки. Велика тривалість (від 16 годин) проміжної термічної обробки (відпалу) спричиняє підвищену витрату енергоносіїв [9]. Тому вивчалася можливість покращення технологічності виробництва легованого прокату із забезпеченням необхідних механічних властивостей та скороченням витрати енергоресурсів.

У зв'язку з викладеним вище, мета цієї роботи полягала у дослідженні шляхів скорочення режиму проміжної термічної обробки легованих сталей із забезпеченням необхідного рівня властивостей.

Результати досліджень та їх обговорення

При проведенні досліджень використані зразки від промислових партій прокату круглого перерізу діаметром 140 мм і 90 мм із сталей 42CrMo4 (EN 10083-1:2006 [10]) та 31CrMoV9 (EN 10085:2001 [11]) відповідно, охолоджених

після прокатки за традиційною технологією та експериментальною технологією з підвищеною у $\sim 1,5$ рази швидкістю охолодження. Хімічний склад досліджених сталей представлено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % мас.							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
42CrMo4	0,39	0,23	0,74	0,010	0,024	1,04	0,24	-
31CrMoV9	0,33	0,27	0,62	0,012	0,029	2,58	0,21	0,17

Дослідженнями встановлено, що в сталях з ферито-перліто-бейнітною (так званою змішаною [12] або мультифазною [13]) структурою в процесі відпалу при низькій температурі ($A_1 - 100...150^\circ\text{C}$) структурні перетворення в основному відбуваються в бейніті, що підтверджується зниженням його мікротвердості [12]. Тому для скорочення режиму термічної обробки досліджених сталей рекомендується підвищити швидкість охолодження після прокатки та забезпечити підвищену кількість нестабільних структур – бейніту (мартенситу).

Як відомо, легування хромом і молібденом приводить до зміщення ліній на термодинамічній діаграмі [12] та сприяє розпаду переохолодженого аустеніту за зсувним та проміжним механізмом [8, 14]. Після гарячої прокатки та охолодження за традиційною технологією структура досліджуваних сталей змішана і складається з кількох фаз. Мікроструктурні дослідження сталі 42CrMo4 показали (рис. 1, а) наявність бейніту $\sim 50\%$, структурно-вільного фериту ($\sim 20\%$) та перліту ($\sim 30\%$). Структура сталі 31CrMoV9 складалася з $\sim 75\%$ бейніту, $\sim 10\%$ перліту та $\sim 15\%$ фериту (рис. 1, б) і завдяки підвищеному в 2,5 рази вмісту хрому, повне перлітне перетворення, згідно з термодинамічною діаграмою [15], можливе тільки при низьких швидкостях охолодження.

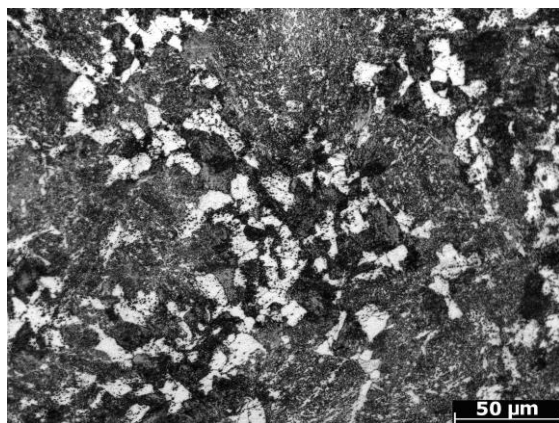
Наявність проміжної структури призводить до підвищення характеристик міцності сталей [16, 17]. Така структура незадовільна для механічної обробки, проте походить як вихідна структура перед проміжною пом'якшувальною обробкою.

Для середньовуглецевих сталей, легуваних хромом, молібденом та ванадієм, завдяки додатковим технологічним заходам, вдалося підвищити швидкість охолодження після прокатки в $\sim 1,5$ рази. Більше істотне збільшення швидкості охолодження прокату великого перерізу небажане, оскільки може призвести до жолоблення.

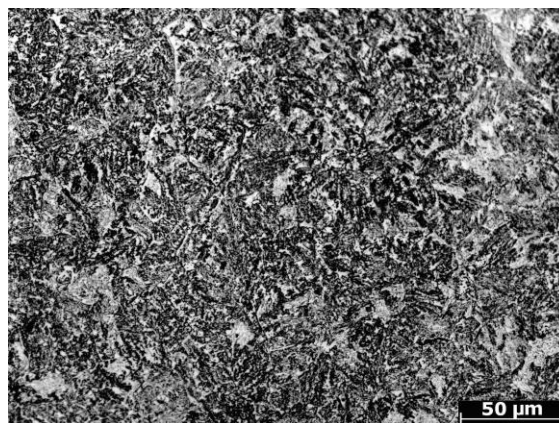
Завдяки підвищенню швидкості охолодження металу його структура (рис. 2) складалася з:

- для сталі 42CrMo4: $\sim 80\%$ бейніту, $\sim 5\%$ перліту та $\sim 15\%$ фериту;
- для сталі 31CrMoV9: $\sim 90\%$ бейніту, $\sim 5\%$ мартенситу та фериту до 5% .

Сталь після прискореного охолодження піддавалася пом'якшувальній термічній обробці за скороченим (від традиційних значень) режимом зі зниженою температурою та зменшеним на 2 години часом витримки.

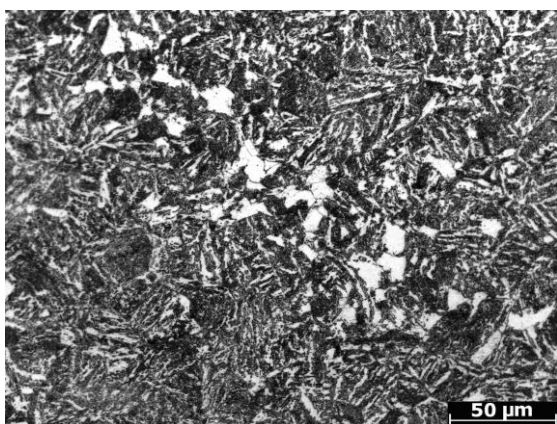


а

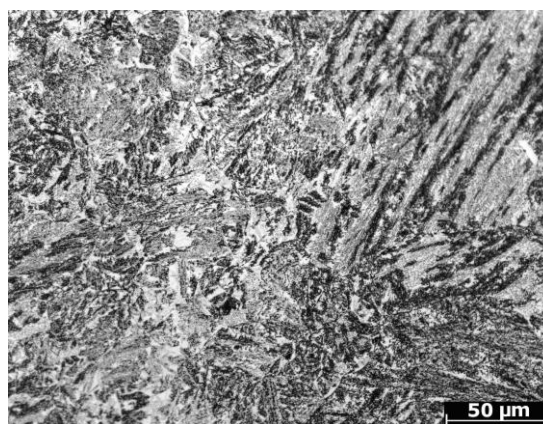


б

Рисунок 1 – Структура досліджених сталей після прокатки за традиційною технологією:
а – 42CrMo4, б – 31CrMoV9

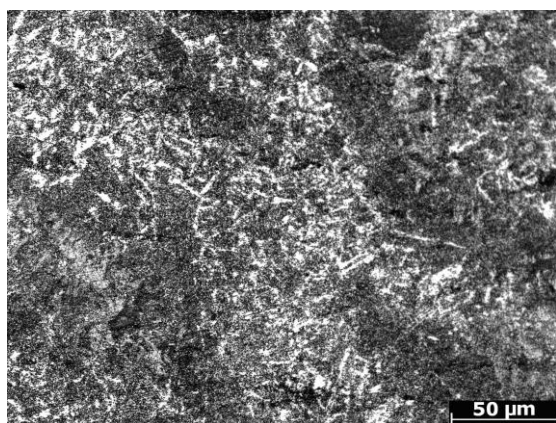


а

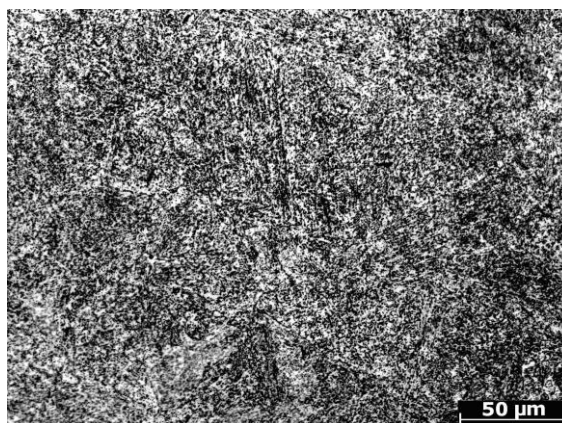


б

Рисунок 2 – Структура досліджених сталей після прокатки за прискореною технологією:
а – 42CrMo4, б – 31CrMoV9



а



б

Рисунок 3 – Структура досліджуваних сталей після сфероїдизуючої термічної обробки:
а – 42CrMo4, б – 31CrMoV9

Після відпалу при температурі $A_1 - 60...90\text{ }^{\circ}\text{C}$ структура всіх досліджених сталей складалася з зернистого перліту різної дисперсності (рис. 3).

Карбіди розташовані групами у феритній матриці на місці попередніх зерен та мають дисперсність до 5 балів. Зміна морфології карбідів приводить до підвищення пластичності [12, 16], що видно із значень механічних властивостей, поданих у таблиці 2. Сталь із отриманою структурою піддається подальшій механічній обробці.

Таблиця 2 – Механічні властивості досліджених сталей (середні значення)

Марка сталі	Межа міцності, σ_b , МПа		Відносне подовження, δ_5 , %		Відносне звуження, ψ , %		Твердість, НВ	
	гарячекатане	після відпалу	гарячекатане	після відпалу	гарячекатане	після відпалу	гарячекатане	після відпалу
42CrMo4		720	15		40		285	215
31CrMoV9		785		20		65	388	238

Значення твердості та міцності досліджуваних сталей, оброблених за скороченим режимом, знижуються на 15-30 % та відповідають вимогам [10, 11], а показники пластичності підвищуються до ~50%.

Використовуючи такий метод формування структури, вдалося при відпалі легованого прокату скоротити час нагрівання та ізотермічної витримки, заощадивши природний газ та електроенергію, скоротивши виробничий цикл використання термоустаткування.

Таким чином, після прокатки збільшення швидкості охолодження в ~1,5 рази (від традиційних значень) сприяє отриманню структури, яка легше піддається відпалу, що дозволяє прискорити проміжну пом'якшувальну термічну обробку та за рахунок чого знизити енергетичні та виробничі витрати, а також забезпечити високу пластичність металу перед механічною обробкою.

Висновки

Результати досліджень показали, що для прокату з середньовуглецевих легованих сталей збільшення швидкості охолодження в ~1,5 рази сприяє утворенню переважно бейнітної структури, в якій при подальшій пом'якшувальній термічній обробці проходять структурні перетворення при знижених температурах та зі скороченням часу обробки. Поява сфероїдизованої структури знижує міцність і твердість сталі, забезпечуючи легке деформування металу на наступних переділах.

Література

1. Lutsenko V.A., Bobkov P.A., Golubenko T.N., Drobyshevskii L.A., Gritsenko V.I. Structure formation in the heat treatment of alloy steel bar / Steel in Translation. 2013. Vol. 43. Issue 6. P. 394-398.

2. *Лахтин Ю.М.* Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.
3. *Mašek B., Jirková H., Kučerová L.* Rapid Spheroidization and Grain Refinement Caused by Thermomechanical Treatment for Plain Structural Steel / Materials Science Forum. 2012. Vol. 706. P. 2770-2775.
4. *Karadeniz E.* Influence of different initial microstructure on the process of spheroidization in cold forging / Materials & Design. 2008. Vol. 29. Issue 1. P. 251-256.
5. *Harisha S.R., Sharma S.S., Kini U.A.* Influence of spheroidizing heat treatment on mechanical properties of EN47 steel / Materials Science Forum 2017. Vol. 880. P. 136-139.
6. *Xiaomin Y., Shanshan H., Yiwei Z., Lei Y.* Effects of controlled cooling process on microstructure and mechanical properties of 12Cr1MoV boiler steel / Heat Treatment Of Metals. 2015. Vol.40. Issue 6. P. 116-119.
7. *Bhadeshia, H. K. D. H.* Bainite in steels: theory and practice. (2019). CRC Press. 600 p.
8. *Гудремон Э.* Специальные стали / пер. с нем. под. ред. А. С. Займовского, М. Л. Бернштейна, В. С. Меськина. В 2 т., изд. 2-е. – М.: Металлургия, 1966. — 1274 с.
9. *Эль Р., Крузе М., Оклиц Р.* и др. Контролируемая прокатка длинномерной продукции: современное состояние // Черные металлы. 2006. № 10. С. 60-65.
10. DIN EN 10083-1:2006. Стали для закаливания и отпуска. Часть 1. Основные технические условия поставки. — Опубл. 01.07.2001.
11. DIN EN 10085:2001. Стали азотированные. Технические условия поставки. — Опубл. 01.07.2001.
12. *Lutsenko V.A., Anelkin N.I., Golubenko T.N., Shcherbakov V.I., Lutsenko O.V.* Morphology modification of carbon chromium-molybdenum steel structure influenced by heat treatment / CIS Iron and Steel Review. 2012. №1. P. 38-40.
13. *Голованенко С. А., Фоништейн Н. М.* Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.
14. *Меськин В. С.* Основы легирования стали. Изд. 2-е. – М.: Металлургия, 1964. – 685 с.
15. ABRAMS PREMIUM STEEL. Description 31CrMoV9, AISI/SAE 1.8519. Abrams Engineering Services GmbH & Co. KG, Osnabrueck, Germany. <http://www.premium-steel.co.uk/images/filedownloads/datasheets/1.8519.pdf>
16. *Lutsenko V.A., Golubenko T.N., Lutsenko O.V., Glazunova N.A.* The grain size of austenite in chromium-molybdenumbearing steels after austenitization at different temperatures // Chernye Metally. 2016. № 12. P. 17–20.
17. *Korchunov A.G., Gun G.S., Shiryayev O.P., Pivovarova K.G.* Study of structural transformation of hot-rolled carbon billets for highstrength ropes for responsible applications via the method of thermal analysis // CIS Iron and Steel Review. 2017. Vol. 13. P. 39–42.

IMPLEMENTATION GAS-PLASMA COATINGS BASED ON NICKEL

D.B. Hlushkova¹, V.A. Bagrov¹, S.V. Demchenko¹,

V.M. Volchuk², O.V. Kalinin², N.E. Kalinina³

¹Kharkiv National Automobile and Highway University,

²Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture,

³Oles Honchar Dnipro National University

Abstract. The development of modern technology requires a constant increase in reliability and durability of products. Widely used in the practice of domestic and foreign engineering coatings from electrolytic chromium for several hundred hours are triggered, they are unsatisfactorily working on friction and wear at high temperatures. The subject of the study were powder materials based on nickel PG-SR3 and PG-SR4. The work is devoted to the study of the formation of gas-plasma coatings on parts of the cylinder-piston group of internal combustion engines using self-fluxing powders based on nickel, as well as the structure and properties change after coating sputtering, its reflow, subsequent hardening. The purpose of this work is to study powder materials applied to the working surfaces of piston rings by gas-thermal spraying. The object of the study are processes of formation of the structure and properties of coatings from powder materials. The presence in the deposited layer of a solid solution based on nickel, carbide phase, borides of chromium and nickel, chromium silicides is established. The greatest macro- and microhardness is possessed by fused layers containing the greatest number of strengthening phases. The conducted researches and industrial tests allowed to introduce the coating into production.

Keywords: wear, coating sprayin, structure, macro- and microhardness

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКОВИХ ГАЗОПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ

Д.Б. Глушкова, В.А. Багров, С.В. Демченко, В.М. Волчук,

О.В. Калінін, Н.Є. Калініна

Анотація. Розвиток сучасної техніки потребує постійного підвищення надійності та довговічності виробів. Широко застосовувані в практиці вітчизняного та зарубіжного машинобудування покриття з електролітичного хрому за кілька сотень годин спрацьовуються, вони незадовільно працюють на тертя та зношування за високих температур. Предметом дослідження були порошкові матеріали на основі нікелю ПГ-СР3 та ПГ-СР4. Робота присвячена дослідженню формування газоплазмових покриттів на деталях циліндропоршневої групи двигунів внутрішнього згорання з використанням самофлюсованих порошків на основі нікелю, а також зміні структури та властивостей після напилення покриття, його оплавлення, наступного загартування. Мета роботи – дослідження порошкових матеріалів, які нанесені на робочі поверхні поршневих кілець газотермічним напиленням. Об'єктом дослідження є процеси формування структури та властивостей покриттів із порошкових матеріалів. Встановлено наявність у напиленому шарі твердого розчину на основі нікелю, карбідної фази, боридів хрому та нікелю, силіцидів хрому. Найбільшу макро- і мікротвердість мають оплавлені шари, що містять найбільшу кількість зміцнювальних

фаз. Проведені дослідження та промислові випробування дозволили впровадити покриття у виробництво.

Ключові слова: зношування, напилення покриття, структура, макро- і мікротвердість.

Introduction

A significant place in the production of parts for various purposes is taken by the manufacture of piston rings of internal combustion engines, the main reason for the decommissioning of which is wear and tear of working surfaces. Therefore, much attention is paid to the problems of wear resistance increase of the friction pairs of the piston ring-sleeve and actual piston rings.

Creating a combination of high hardness and high ductility in one material is possible only in heterogeneous metal.

As of this date, there are virtually no reliable criteria for optimizing the composition and structure of coatings obtained during high-energy operations, and predicting their performance and durability under friction. Due to the dependence of the strength and wear resistance of coatings on numerous factors related to the properties of the substrate and coating materials and the parameters of the technology of their application, it has been necessary to undertake a research study. Setting theoretical and technological bases of formation of the forecasted structures and properties of the parts under at high-energy influence for the purpose of increase of their durability is an important and most pressing problem. Solving this problem provides great opportunities in predicting and managing the functional characteristics of piston rings in a wide range of operating conditions.

Problem overview

High reliability and engine life largely depends on the parts of the cylinder-piston group. This is because forcing the internal combustion engine leads to a significant increase in specific loads and temperature of the parts of the cylinder-piston group, which causes cracking and destruction of parts. As the specified details operate in the conditions of intensive friction and wear, it is necessary to provide high wear resistance of a surface [1].

Piston ring breakage is observed in almost all types of engines. Electrolytic chromium coatings, which are widely used in the practice of domestic and foreign mechanical engineering, sometimes comply with requirements of piston rings quite well. But a porous layer of chromium with a thickness of 40...50 μm is triggered within a few hours of operation, and then the solid base begins to wear [1–4]. Electrolytic chromium works poor on friction and wear at high temperatures, which leads to softening.

Covering compound systems have a set of properties that comply with the operating conditions of forced diesels. But the process of applying such coatings is very time consuming and efficient only in special cases [3–5].

In modern practice, instead of traditional methods of chemo-thermal reprocessing to strengthen the surface, high-temperature treatment methods are widely used, in particular gas-plasma spraying. The process is characterized by high productivity, simplicity, the possibility of automation while ensuring sufficient surface quality [1–3, 6].

For gas-plasma and other types of spraying the most effective use of powders PG-SR3, PG-SR4 on the basis of nickel with the addition of chromium, silicon, boron and others. (Ni-Cr-Si-B system alloys) [1, 3]. They provide high hardness and wear resistance of the surface. There are no specific data in the literature on the structure of the studied powders when they interact with the cast iron base. It is noted only [3–5] that the high hardness and wear resistance due to the presence of carbides, borides, carboborides.

The purpose of this work is to study powder materials applied to the working surfaces of piston rings by gas-thermal spraying.

The object of the study is processes of formation of the structure and properties of coatings from powder materials.

Objectives of the study

1. To analyze the change in the structure and properties of coatings of PG-SR powders (Ni-Cr-Si-B alloy systems).
2. To determine the feasibility of heat treatment for coatings of test powders.
3. To determine the effect of coatings of PG-SR powders on the wear resistance of parts operating in abrasive wear and corrosion.

Material and methods of the study

Nickel-based powder materials are taken as materials for strengthening piston rings, which can provide the necessary properties for the operating conditions of the selected parts and comply with the requirements for sprayed materials (Table 1).

Table 1 – Chemical composition of powder materials

Powder manufacturer	Chemical composition, %					
	Cr	Si	B	Fe	C	Ni
PG-SR4 type PN70H17S4R4	16.0...18.0	3.8...4.5	2.9...4.0	5.0	0.8...1.2	basis
PG-SR3 type PN73H16S3R3	15.0...17.0	2.7...3.7	2.2...3.0	5.0	0.6...0.9	-"

Coatings made of self-flux alloys such as PNHSR are recommended based on literature [5–7] to create resistance to abrasive and erosion wear in conditions of corrosion and cavitation.

Therefore, powder materials from PN73H16S3R3, PN70H17S4R4 alloys were taken as a basis in finding ways to increase the resistance to abrasive wear in corrosion of parts made of gray cast iron (Table 2).

Table 2 – Chemical composition of gray iron

Gray iron SCh 25	Content of elements, %					P
	C	Si	Mn	Cr	Ni	
	3.2...3.4	1.4...1.7	0.6...0.9	–	–	
						up to 0.3

The coating process includes the following operations: preliminary preparation of the surface of the product for coating, the actual coating process, further processing if necessary (fusing, heat treatment, etc.) [8–11]. The performance properties of coatings are formed in all operations of their production, so we studied the impact of these operations on the structure and properties of the coating.

Shot blasting was used to clean the sprayed surface and bring it out of the state of thermodynamic equilibrium with the medium. We used a fraction of 0.5...1.5 mm (GOST 11964-66) as an abrasive material. Blowing was carried out at a compressed air pressure of at least 0.4 MPa. The area of shot blasting is not less than 3 mm larger than the spray area. Another way to activate the sprayed surface during plasma spraying is to heat it to 50...130 °C depending on the material of the part.

Preheating was performed directly with a plasma torch (Table 3).

Table 3 – Preheating modes

Plasma gas	Plasmatron current, A	Arc voltage, V	Heating distance, mm	Consumption of plasma gas, l/min	Plasmatron movement speed, mm/min
Argon + nitrogen (23...35%)	325...350	50...55	130...150	35...40	400...600

Plasma spraying modes shown in Table 4 were carried out at the following constant parameters:

- speed of rotation of the samples – 45 rpm, linear speed of movement of the samples relative to the plasma jet – 18.4 m/min;
- the diameter of the charge line in the nozzle of the anode – 2 mm;
- distance from the place of introduction of powder to a cut of a nozzle – 4 mm;
- the axis of the plasma jet is perpendicular to the axis of rotation of the sample.

The fusing of the layer was carried out under conditions of accelerated gas-plasma surface heating with relatively slow cooling (Fig. 1 and Table 4). In such conditions, some approximation of the structure to equilibrium is expected. In the initial powder and especially in the layer after spraying the structures are formed in nonequilibrium conditions [12, 13].

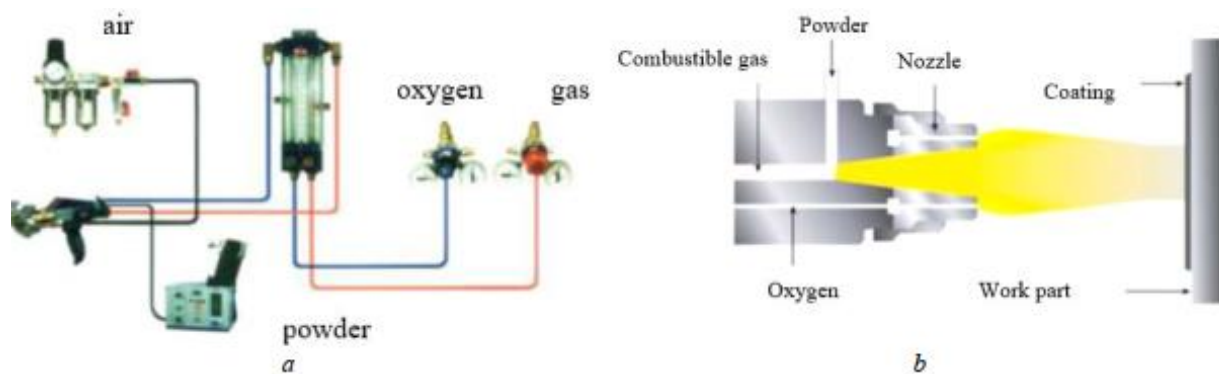


Fig. 1. Scheme of coating of powder materials by gas-plasma method:
a – supply of powder and gas; b – own spraying [7]

Table 4 – Modes of plasma spraying

Sprayed material	Fractions, μm	Spray mode settings						
		Plasma-tron current, A	Arc voltage, V	Spray distance, mm	Plasma-forming gas mixture	Consumption of plasma-forming gas, l/min	Consumption of transporting gas, l/min	Powder consumption, kg/h
PRHSR	45...100	280...300	40...45	100...120	5...10	35...40	6.0...9.0	2.5...3.3

The structure of the powder shows crystals, as well as a dispersed mixture of phases between them (Fig. 2).



Fig. 2. Structure of powders for spraying PG-SR4 coatings

When X-raying, a multiphase structure is registered in the source powder. The most fully represented lines of solid solution are based on nickel and carbide phase of Cr_{23}C_6 type (Fig. 3,a). But many lines cannot be unambiguously identified. We can find a match with the main lines of chromium and nickel borides, chromium silicides. The radiograph of the molten layer (see Fig. 3,b) is quite identical to the radiograph of the powder. The radiograph of the unfused layer (see Fig. 3,c) preserves the lines of chromium carbides and the strongest lines of other phases. Preservation of the

phase lines in the spray layer without fusing and the layer after quenching indicates that these phases are formed during the primary crystallization. This is confirmed by the metallography of the source powder and the source layer.

A similar structure is in the molten layer (Fig. 4): the components are uniformly distributed in its volume.

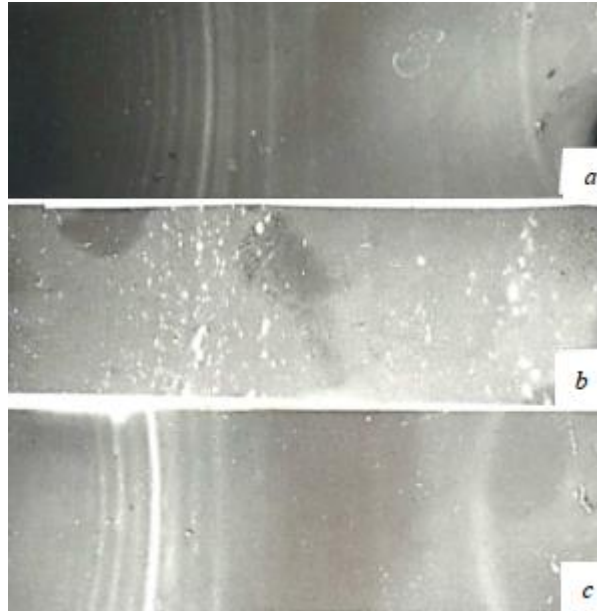


Fig. 3. X-rays of PG-SR4 alloys: a – PG-SR4 powder, λCr ; b – unfused layer; c – fuse layer

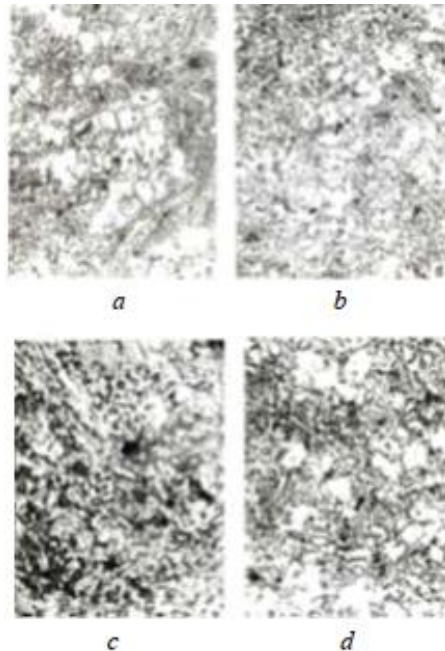


Fig. 4. Structure of the fuse layer PG-SR4: a, b – coarse and fine mixtures; c – structure after etching; d – structure after volumetric hardening

Electron microscopic studies show that in the area of coarse mixtures there are oriented areas, in the area of small mixtures – non-oriented, less dispersed. It can be

assumed that the phase registered as rounded particles is chromium carbide. Particles are stored when heating the layer under hardening (see Fig. 4,d). Microhardness measurements confirm this.

The multiphase layer revealed by X-raying is confirmed by microscopic studies.

A similar phase and structural composition has a coating of PG-SR3, a distinctive feature of the layer is a smaller amount of coarse mixture of phases, which is associated with changes in the content of the carbon alloy.

Fusing of the layers leads to partial fusing of the base metal and activation of diffusion processes in the border zone heated to high temperatures. This causes the base material to mix with the layer material and form a new alloy different in structure from the base and layer. When sprayed with PG-SR metals in the structure of the base metal in the border areas there are no changes, because the total heating of the base metal is insignificant, its interaction with the coating particles is very weak (Fig. 5).

In the case of fusing of the obtained coatings, we observe significant changes in the structure of cast iron at the boundary with the layer and the layer at the boundary with cast iron due to the intensification of diffusion processes. At the boundary of the layer there is an increase in the amount of coarse mixture of phases (see Fig. 5), which can be explained by the diffusion of carbon and iron from cast iron in the PG-SR4 and PG-SR3 layer.

A thin layer of single-phase alloy is formed at the boundary with the molten metal. In the cast iron, a layer with increased ferrite content is formed at the boundary, which may be the result of diffusion into the nickel base, which promotes graphitization.

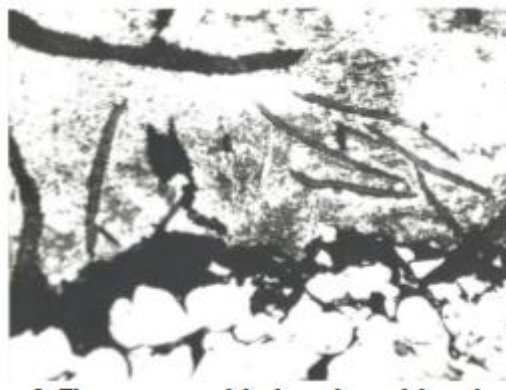


Fig. 5. The structure of the boundary of the substrate (gray cast iron) and the layer with unfused coating PG-SR4

The structure of the PG-SR4 molten coating layer is shown in Fig. 6.

These structural features of coatings from PG-SR alloys and changes in the structure during further treatments are reflected in changes in macro- and microhardness (Fig. 7)

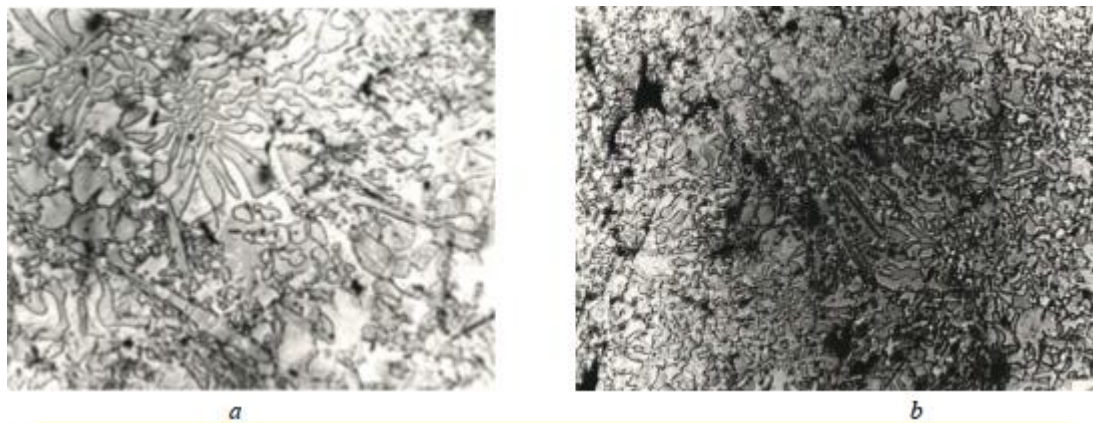


Fig. 6. The structure of the PG-SR4 molten coating layer:
a – coarse mixtures; b – thin mixtures

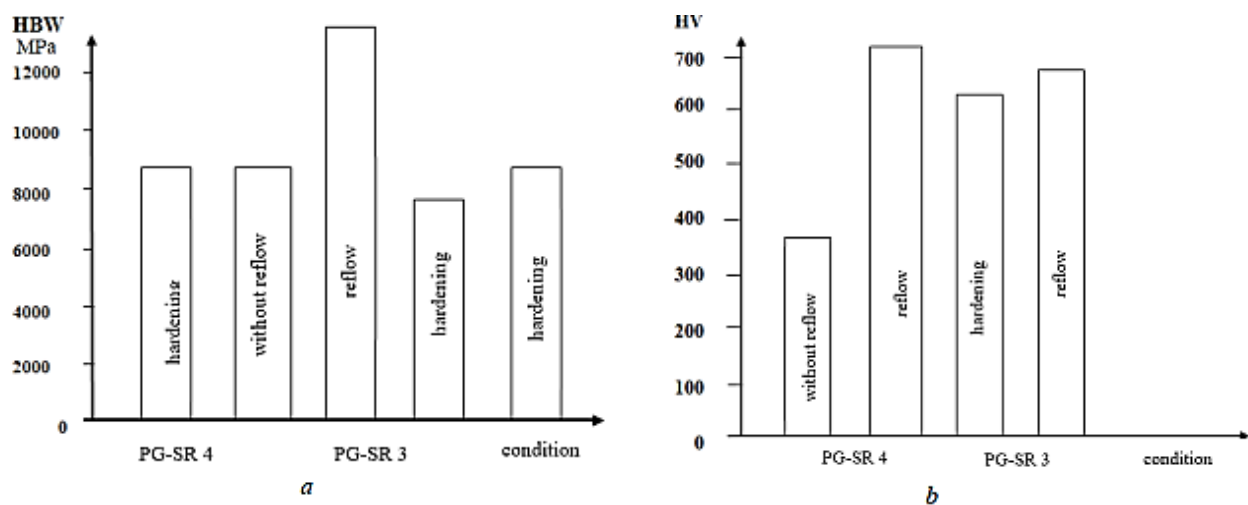


Fig. 7. Histogram of the influence of the PG-SR4 molten coating layer on
a – macro- and b – microhardness indicators

In the studied parts of the cylinder-piston group of internal combustion engines the fuse layers with the greatest macro- and microhardness, are characterized by the most complete set of strengthening phases. The smallest microhardness in the layer after the volume hardening as a result of dissolving at heating under the hardening of a significant number of strengthening phases and noticeable coagulation of the phases preserved. High average microhardness of the unfused layer, obviously, is connected with the specificity of super-speed crystallization of particles at a peak, which leads to the formation of a small grain of particles. The strengthening effect of fine grains probably compensates for the decrease in microhardness due to changes in phase composition, which is observed when X-raying.

Evidence can be determined by comparing the microhardness of the source powder and the particles of the layer. The microhardness of the source powder is characterized by a wide range of values: 5.700...8.900 MPa, which is associated with both the structural composition of the particles and the possible differences in composition. Particles with a smaller number of detected strengthening phases (see

Fig. 1,a) have a lower hardness (5.700...8.250 MPa), and particles with a structure shown in Fig.1,b have a higher hardness (see Fig. 1,a).

In the sprayed unfused layer of piston ring parts, non-fusing particles practically retain their hardness (5.700...8.250 MPa), molten particles are characterized by a smaller difference in microhardness values and an even higher average level, approximately 7.300...8.500 MPa. Reduced macrohardness of the unfused layer is due to its high porosity. The lower hardness of the molten coating of PG-SRZ (HV = 700...760), compared with PG-SR4 (HV = 760...820) is also associated mainly with a decrease in the number of reinforcing phases. Thus, the analysis of changes in the structure and properties of coatings of PG-SR powders after spraying and fusing showed that the best properties should have fuse coatings.

Subsequent heat treatment associated with prolonged high-temperature heating is undesirable, as it degrades the structure and properties of the coating. It is advisable to apply the coating on the part after finishing. The possibility of using PG-SR4 coating to increase the wear resistance of cast iron was tested in industrial conditions. After grinding, the depth of the layer was 1.200 μm , the surface roughness Ra was not more than 2.5 μm .

In the studied operating conditions, the piston rings fail after a month of operation due to intensive and very uneven wear of the outer surface. The sprayed rings were removed for inspection after three months of operation. The surface of the sleeve after operation took the form of a polished product (Ra not more than 0.32 μm) without any local surface violations.

The conducted studies allow concluding that the coating of products with PG-SR powders (alloys of the Ni-Cr-Si-B system) is a reliable method of increasing the wear resistance of parts operating in abrasive wear conditions together with corrosion. Piston rings with developed coatings were installed on the paired blocks of the cylinder-piston group of the 10-cylinder locomotive engine for operational tests. Serial chrome-plated rings were installed on the odd-numbered units. After 100.000 km (corresponding to 4.000 h of operation), sets of 4 rings from units 4, 8, and 7 were removed from the locomotive for complex research. Analysis of the data shows that the rings with the developed coating wear less and wear the sleeve less than the serial rings with hard and porous chrome coating.

Conclusions

1. Analysis of changes in the structure and properties of coatings of PG-SR powders showed that the best properties should have fuse coatings.
2. For coatings of PG-SR powders, heat treatment is undesirable because it degrades the structure and properties of the coating.
3. Coating of products with PG-SR powders (alloys of the Ni-Cr-Si-B system) is a reliable method of increasing the wear resistance of parts operating in abrasive wear together with the corrosive effects of the environment.

4. The obtained results were introduced at the Malyshev Factory for parts of the cylinder-piston group.

References

1. C. Navas, R. Colaço, J. de Damborenea, R. Vilar. Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-fuse NiCrBSi coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2016, v. 200, N 24, p. 6854-6862.
2. B.N. Chapman. Thin-Film adhesion // *J. Vac. Sci. Technol.* 1974, v. 11, N 1, p. 106-110.
3. D.B. Hlushkova, O.D. Hrinchenko, L.L. Kostina, A.P. Cholodov. The Choice of Material Strengthening of Leading Edges of Working Blades of Turbines // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2018, N 1(113), p. 181-188.
4. <http://www.plasmacentre.ru/produkcziya/poroshki-provoloka-elektrodyi/pgsr4/>
5. L.I. Gladkikh, S.V. Malykhyn, D.B. Glushkova, S.S. D'yachenko, G.P. Kovtun. Residual Stresses and Structure of Titanium and Chromium Nitride Coatings Obtained by a Method of an Ion-Plasma-Enhanced Deposition // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2003, v. 25(6), p. 763-776 (in Russian).
6. N.D. Nikitin, A.Ya. Kulik, N.I. Zakharov. Heat-shielding and wear-resistant coatings. L.: "Mashinostroenie", 1999, 198 p.
7. E. Zenz, D. Pnueli, and Z. Rozeann. The effect of a thin coating of insulation material on the performance of cutting tools // *J. Vac. Sci. Technol.* 2013, v. 53, p. 337-344.
8. D.B. Hlushkova, Y.V. Ryzhkov, L.L. Kostina, S.V. Demchenko. Increase of wear resistance of the critical parts of hydraulic hammer by means of ion plasma treatment // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2018, N 1(113), p. 208-211.
9. R.H. Duolley. A Survey of Vacuum Deposition Technology // *SC Pand Solid State Technology*. 1999, v. 10, N 12, p. 39-44.
10. D. Leontiev, O.I. Voronkov, V. Korohodskyi, D. Hlushkova, I. Nikitchenko, E. Teslenko, O. Lyk-hodii. Mathematical Modelling of Operating Processes in the Pneumatic Engine of the Car: SAE Technical Paper 2020-01-2222, 2020. ISSN: 0148-7191; doi:10.4271/2020-01-2222.
11. N.E. Kalinina, D.B. Hlushkova, O.D. Hrinchenko, T.V. Nosova, A.A. Reznikov. Hardening of leading edges of turbine blades by electrospark alloying // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2019, N 2(120), p. 151-154.
12. W. Moeller, W. Enssinger. *Nastasyon implantation and thin – film deposition: Handbook of plasma immersion, ion implantation and deposition* / Edited by A. Anders. N. Y. USA, 2000, 736 p.
13. Y. Gap, Sh. Kitahara. Some contributions on adhesive mechanism and composition of boundary between sprayed coating and substrate // *Weld Soc.* 2003, v. 42, N 2, p. 91-99.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПЕРСПЕКТИВНОЇ СТАЛІ З ВИСОКОЮ ПРОГАРТОВУВАНІСТЮ ДЛЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

Подольський Р.В., магістр., аспірант, Інститут чорної металургії
імені З.І. Некрасова НАН України, Український державний
університет науки та технології,
Бабаченко О.І., д.т.н., ст.н.с, Кононенко Г.А., д.т.н., ст. д.,
Інститут чорної металургії імені З.І. Некрасова НАН України

***Анотація.** Вимоги до механічних властивостей, що визначаються при випробуваннях на розтягування, практично однакові для всіх світових стандартів щодо класів рейок. Однак за рівнем твердості по перерізу рейки є істотні відмінності. Виходячи з результатів аналізу літературних даних встановлено, що розробка нового хімічного складу та дослідження впливу термічної обробки для виготовлення високоміцних залізничних рейок з підвищеною прогартовуваністю є актуальним напрямком досліджень*

***Ключові слова:** хімічний склад, термічна обробка, швидкість охолодження, механічні властивості, структурний стан.*

RESEARCH OF PROSPECTIVE STEEL WITH HIGH HARDENING FOR HIGH-SPEED RAILWAY RAILS

Podolsky R.V., master, postgraduate, Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov
NAS of Ukraine, Ukrainian State University of Science and Technology,
Pr.D., Babachenko O.I., Dr. Eng., Senior Researcher, Kononenko G.A., Dr.
Eng., Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine

***Abstract.** The requirements for mechanical properties determined during tensile tests are practically the same for all world standards for rail classes. However, there are significant differences in the level of hardness across the cross-section of the rail. Based on the results of the analysis of literary data, it was established that the development of a new chemical composition and the study of the effect of heat treatment for the manufacture of high-strength railway rails with increased hardenability is an actual direction of research*

***Key words:** chemical composition, heat treatment, cooling rate, mechanical properties, structural state.*

Вступ

Основними способами виробництва сталі для залізничних рейок згідно ДСТУ 4344 є конвертерний, мартенівський та електросталеплавильний. Рейкові сталі згідно ДСТУ 4344 – середньо- та високовуглецеві (0,69...0,80% та 0,71...0,82% відповідно). Високовуглецеві залізничні рейки виготовляють з додаванням мікролегування V та Ti в кількості 0,03 ... 0,07% і 0,007 ... 0,0025% відповідно (табл. 1). За вимогами стандарту немає чіткого розділення до якої

категорії рейок відноситься кожний з хімічних складів сталі та умов їх експлуатації.

Рейки поставляються в основному в термічно зміцненому стані. ДСТУ 4344 передбачені рейки вищої категорії, першої (I) і другої (II) категорій. У більшості випадків використовується спосіб диференційованої термічної обробки (ДТ) головки рейки. В результаті такої обробки формується мікроструктура головки поверхнево-загартованих рейок у вигляді троостита, троостосорбіта або сорбіту загартування і вихідної перлітної структури. При цьому допускаються дрібні розрізнені ділянки фериту не вище другого балу.

Вимоги до механічних властивостей, що визначаються при випробуваннях на розтягування, практично однакові для всіх світових стандартів щодо класів рейок. Однак за рівнем твердості по перерізу рейки є істотні відмінності.

За ДСТУ 4344 значення твердості на поверхні залізничної рейки повинно бути 374-401 НВ для рейок категорія «вища», даний нормативно-технічний документ займає середню ланку серед інших щодо вимог. Значення твердості на поверхні кочення у стандарті EN 13674-1 відповідає діапазону 390...440 НВ для рейок категорії «R400HT».

Додатково слід звернути увагу, що відмінність ДСТУ 4344 від EN 13674-1 полягає у розташуванні контрольних точок виміру твердості на темплеті рейки. У EN 13674-1 максимальна відстань від поверхні кочення місця контролю твердості складає 20 мм, де твердість має бути ≥ 370 НВ, а ДСТУ – ≥ 321 НВ на відстані 11 мм.

Аналіз публікацій

На сьогоднішній день, як стверджують [1], можна домогтися значного підвищення стійкості рейки проти стирання і зминання підвищенням міцності рейкової сталі. При застосуванні технології нітридного зміцнення рейкової сталі встановлено, що оптимальне поєднання ванадію і азоту, що становить відповідно 0,08-0,10 % і 0,013-0,017 %, забезпечує підвищення опору рейок крихкому руйнуванню за рахунок утворення дисперсних частинок нітридів алюмінію та карбонітридів ванадію, що призводять до значного подрібнення аустенітного зерна. Це особливо важливо для рейок зі сталі з заевтектоїдних вмістом вуглецю, що характеризуються порівняно низьким запасом в'язкості [2-4].

Зі сталей вказаного складу були виготовлені рейки, механічні випробування яких показали, що рейки з заевтектоїдної сталі мають суттєву перевагу. Вони мають значно вищий рівень твердості (сер. НВ ≥ 390) і міцності (сер. $\sigma_T = 995,5$ МПа, сер. $\sigma_B = 1389$ МПа), хорошу пластичність (сер. $\delta = 10,8$ %, сер. $\Psi = 38$ %) і задовільну ударну в'язкість при кімнатній температурі (сер. КСУ = 34 Дж/см²) і мінус 60°C (сер. КСУ_{-60°C} = 21,5 Дж/см²) [1].

Більш високі значення твердості і міцності заевтектоїдної сталі обумовлені високим вмістом вуглецю, який, як відомо, зменшує швидкість перлітного

перетворення, що призводить при загартуванні до утворення більш дисперсної структури [1, 2].

На думку інших авторів [3] вирішення завдання корінного підвищення основних експлуатаційних властивостей рейок передбачає не тільки поліпшення металургійної якості сталі і вдосконалення режимів термообробки, але і широке використання можливостей карбонітридного зміцнення металу. Запропоновані варіанти формування в сталі карбонітридів титану, ванадію, ніобію, тощо, призначені для виробництва металопрокату, який функціонує в умовах високих динамічних навантажень.

Заслугує на увагу нещодавно розроблена технологія виробництва рейок з низьколегованої сталі М70ХГСФ, що забезпечує високий комплекс механічних властивостей в незагартованому стані (близьких до властивостей термооброблених рейок), що дозволяє виключити їх термообробку [4, 5].

В роботі [6] при виборі системи легування сталі виходили з необхідності отримання стабільної бейнітної структури з урахуванням досягнення економічної ефективності виробництва сталі. У зв'язку з цим нікель як легуючий елемент не розглядали, вміст хрому і молібдену, обмежили, відповідно, в межах 0,40–1,20% і 0,20–0,30%. Для забезпечення ефективності бейнітного перетворення вміст марганцю і кремнію встановили, відповідно, в межах 0,90–1,80 і 0,70–1,60 %. Низьковуглецеві бейнітні сталі відрізняються від звичайних перлітних сталей тим, що в них мало карбідів, якщо вони взагалі є. Бейнітні низьковуглецеві сталі, міцність яких більше 1200 МПа при цьому володіють високим рівнем ударної в'язкості, трибологічними властивостями, сприятливою реакцією на великі швидкості деформації, стійкістю до втоми і дешеві у виробництві [7-9]. Такий комплекс властивостей досягається за рахунок дуже дрібної і сильно зміцненої пластинчастої мікроструктури.

Авторами роботи [6] досліджували вплив легуючих елементів на механічні властивості металу лабораторних плавок, в яких варіювали вміст одного легуючого елемента при незмінній концентрації інших елементів.

Найкраще поєднання твердості (401 НВ), показників міцності ($\sigma_b = 1400 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_T = 990 \text{ Н/мм}^2$), пластичності ($\delta = 12 \%$; $\varphi = 21 \%$) і ударної в'язкості ($KCU_{+20} = 58 \text{ Дж/см}^2$, $KCU_{-60} = 34 \text{ Дж/см}^2$) досягаються у сталі з вмістом вуглецю 0,34%, марганцю від 1,56%, кремнію від 1,24 %, хрому від 1,1 %, молібдену від 0,20 % за рахунок утворення структури, що складається переважно з бейніту [6].

На практиці сталі з такою мікроструктурою можуть бути крихкими [10-12]. Таким чином, ці сталі не можуть утворювати зношений поверхневий шар, збагачений карбідом. Крім того, оскільки деформаційне зміцнення посилюється присутністю другої фази (такої як карбід), можна очікувати, що низьковуглецеві бейнітні сталі будуть деформуватися менше, ніж перлітні сталі. Наслідком цього є те, що, хоча бейнітна сталь може мати початкову більш високу об'ємну твердість, ніж перлітна сталь, бейнітно загартована зношена поверхня може бути м'якше, ніж перлітна.

В даний час для бейнітних рейок, що використовуються в Японії, Швейцарії, Франції та Чехії, застосовують безкарбідні бейнітні сталі (нижній бейніт) з вмістом вуглецю від 0,2 до 0,3% [13-15].

Мета роботи

Розробка перспективного хімічного складу та дослідження впливу термічної обробки на мікроструктуру та механічні властивості сталі для високоміцних залізничних рейок з підвищеною прогартуваністю.

Матеріал та методика досліджень

Для виконання роботи був використаний злиток сталі з дослідним хімічним складом. Фактичний хімічний склад дослідної сталі представлений в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідної рейкової сталі, мас. %

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Cu	Al	Ti	V	B	Ca
0,84	0,95	0,44	0,008	0,014	0,11	0,09	0,17	0,013	0,005	0,0012	0,01	0,0006

Проведено гарячу пластичну деформацію осаджуванням при 1250...1260 °С зі ступенем деформації 50 % (далі – ГПД) та подальшу термічну обробку (далі – ТО), с послідовним підготовленням заготовок для проведення механічних випробувань (випробування на розтягування, динамічний трьохточковий вигин та контроль твердості). Для проведення механічних випробувань застосовувалось спеціалізоване обладнання: розривна машина типу TTDL «Instron», твердомір ТБ 5004, твердомір ТК – 2М, відліковий мікроскоп МПБ-2, маятниковий копер ПСВ-30.

Металографічні дослідження сталей виконувались за допомогою світлових мікроскопів виробництва компаній «Carl Zeiss» моделей «Neophot 32» і «Axiovert 200 M MAT». Виявлення мікроструктури та визначення характеру хімічної неоднорідності проводили з застосуванням 2-3% спиртового розчину азотної кислоти (HNO₃) та пікрату натрію (водного розчину солі, що утворюється при реакції C₆H₃N₃O₇ і NaOH). Електрохімічне полірування зразків виконувалось з застосуванням крижаної оцтової кислоти (CH₃COOH) та хромового ангидриду (CrO₃). Дослідження міжпластинчатої відстані виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ- 106 та ZEISS AURIGA.

Дослідження кристалічної будови дослідних зразків після термічної обробки проводили методом рентгеноструктурного аналізу в автоматичному режимі (рентгенівський дифрактометр ДРОН-3М, монохроматизоване Со-Ка-випромінювання) проводили запис обраних для аналізу інтерференційних максимумів.

Результати досліджень та їх обговорення

В лабораторних умовах було виплавлено дослідний злиток масою до 10 кг. На першому етапі було досліджено вміст неметалевих включень та мікроструктури в литому стані дослідного злитку.

Встановлено, що вони мають досить високу кількість оксидів, силікатів, присутні сульфіди та дисперсні нітриди та карбіди. Кількість включень найменша на $\frac{1}{2}$ радіусу злитка. Середній бал включень: 1,56 СН, 1а ОТ, є окремі включення до 3б СН (по шкалах ГОСТ 1778). Мікроструктура - перліт різної дисперсності (рис. 1).

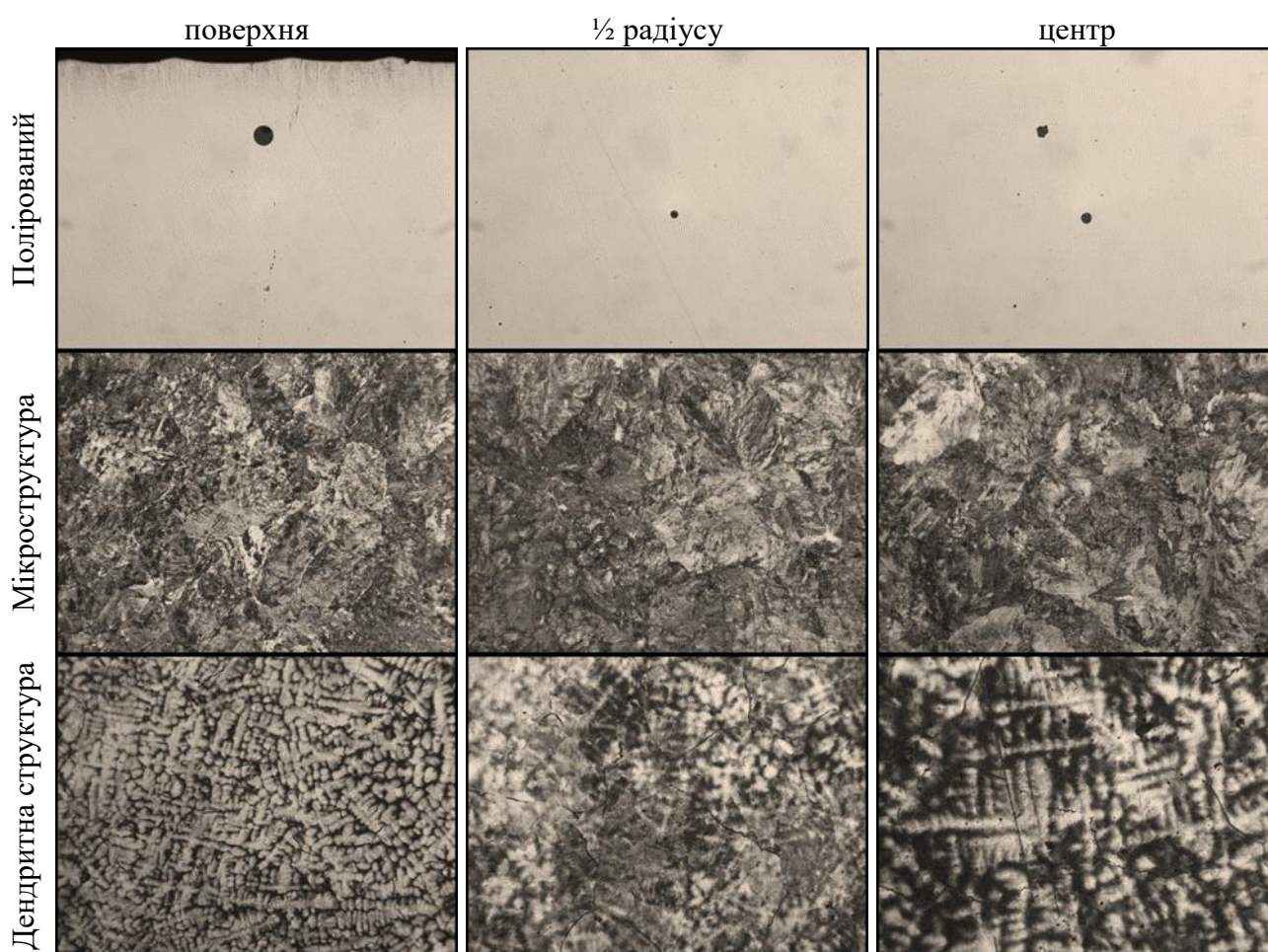


Рисунок 1 – Структура дослідного злитку, $\times 100$

Дендритна структура, яка виявляється по слідах хімічної неоднорідності, характеризує процеси кристалізації. З рис. 1 видно вплив швидкості охолодження при кристалізації в залежності від відстані до поверхні виливниці (поверхня, $\frac{1}{2}$ радіусу, центр) та хімічного складу на дисперсність первинних кристалів.

Були проведені механічні випробування металу дослідної лабораторної плавки - на розтягування, визначення ударної в'язкості та вимірювання твердості після гарячої пластичної деформації.

Механічні властивості металу визначаються його структурою. Найбільш ефективним способом підвищення властивостей металу є зниження розміру зерна. Подрібнення дійсного зерна практично не впливає на характеристики міцності середньо- і високовуглецевої сталі, але чинить позитивний вплив на її пластичність [16-22].

З отриманої проби після ГПД, були підготовлені заготовки для проведення механічних випробувань [23-24]. При виготовленні зразків вживалися заходи, що виключають можливість зміни властивостей металу при нагріванні або наклепанні, що виникають в результаті механічної обробки.

Результати механічних випробувань наведені в таблиці 2.

Таблиця 2 – Результати випробувань дослідної плавки після ГПД

σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KCU, Дж/см ²	Твердість, НВ
924,26	595,31	12,1	17,3	8,03	296

Аналіз отриманих результатів механічних випробувань зразків, що піддавали осаджуванню на ступінь деформації 50% показав, що деформація практично не впливає на характеристики міцності металу. Основний вплив деформація чинить на величину пластичності - відносне подовження і звуження. Вплив деформації на механічні властивості можна пояснити зміною структурного стану заготовок при осаджуванні.

Неоднорідність мікроструктури знижує пластичні характеристики. Сплави, що мають одну фазу, при інших рівних умовах, завжди більш пластичні, ніж сплави, що мають кілька фаз. Фази мають неоднакові механічні властивості, і деформація виходить неоднорідною. Дрібнозернисті метали пластичніші, ніж крупнозернисті. Сталь, що не зазнавала пластичної деформації, менш пластична, ніж метал прокатої або кованої заготовки, так як ливарна структура має неоднорідність зеренної структури та інші дефекти.

Мікроструктура досліджуваної плавки після ГПД складається в основному з перліту, спостерігались ділянки з грубою пластинчастою структурою, в основному перліт є високодисперсним з пластинчастою та сфероїдизованою формою карбідів. При великих збільшеннях спостерігали тонку уривчасту сітку по границях зерен структурно-вільної фази. Рівномірність структури досягалась завдяки впливу гарячої пластичної деформації, яка вирівнює негативні наслідки литого стану.

Випробувальні зразки від дослідної плавки нагрівали до температури 900 °С, витримували протягом ≈ 30 хвилин при даній температурі та охолоджували у різних середовищах з фіксацією швидкості охолодження. На підставі технічних джерел і літературного аналізу [25-26] були обрані для досліджень різні швидкості охолодження.

Аналіз мікроструктури після нагрівання до 900°С з послідовним охолодженням в різних охолоджуючих середовищах показав, що дослідна рейкова

сталь, яка охолоджена на спокійному повітрі (0,52 °C/c) та при охолодженні за допомогою вентилятора (2,3 °C/c) була отримана суміш структури високодисперсного перліту з невеликою кількістю грубопластинчатого перліту, що відповідає вимогам існуючих стандартів для залізничних рейок до мікроструктури, але при даній швидкості охолодження отримана низька твердість, що не відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 та EN13674:1-2011.

Після охолодження за допомогою стиснутого повітря (5,1 °C/c) отримали структуру високодисперсного перліту. Твердість після даної операції складає $\approx 415\text{HB}$. Отримані результати відповідають вимогам нормативно-технічної документації.

При аналізі мікроструктури (дисперсність перліту) було визначено, що при підвищенні швидкостей охолодження відбувається зміна морфології перліту (рис. 2): від скритопластинчатого перліту до сорбітоподібного перліту за ГОСТ 8233. Виходячи з статистичного аналізу міжпластинчастої відстані встановлено, що дослідна сталь переважно з структурою сорбітоподібного перліту - 0,15 мкм. Даний результат відповідає вимогам НТД (ДСТУ 4344:2004, та EN13674:1-2011), сталі, що мають в системі легування бор, досягнуто дисперсність вище показників, що регламентує ДСТУ 4344:2004. Слід відзначити, що збільшене мікролегування бором з (0,0103%) не здійснює значний вплив при швидкості охолодження (2,3...5,1 °C/c) на міжпластинчасту відстань (0,1153...0,1152 мкм).

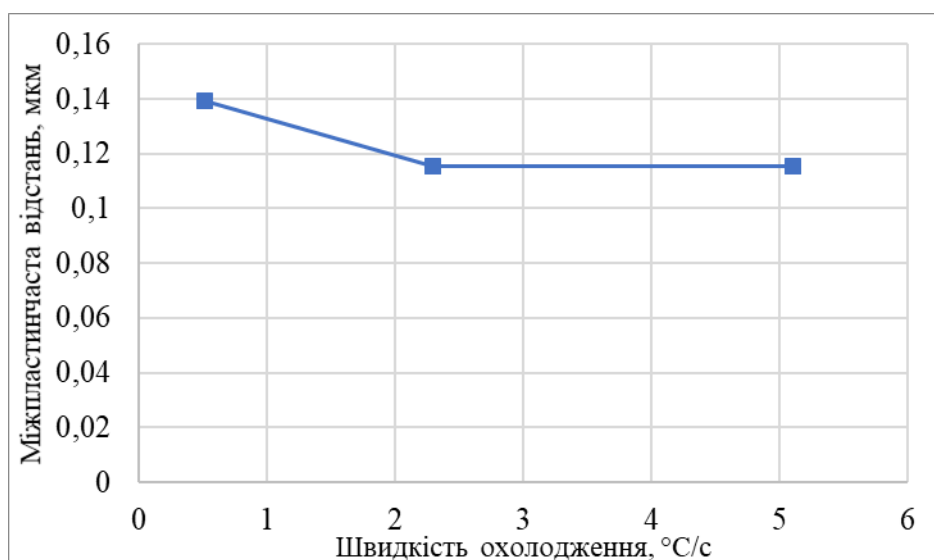


Рисунок 2 - Залежність міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження дослідної сталі

Послідуючим етапом дослідження сталі було визначення впливу відпуску на зміну характеристик міцності (твердість) при температурі витримки 200 °C після охолодження у різних охолоджуючих середовищах.

Згідно НТД необхідний рівень твердості має бути в межах 374-401 HB згідно ДСТУ 4344:2004 та 370-410 HB відповідно до вимог EN 13674-1:2011.

Виходячи з результатів досліджень дослідної лабораторної сталі було рекомендовано наступні параметри відпуску: температура 200°C протягом 2 годин та охолодження на повітрі для зняття внутрішніх напружень. Дослідження мікроструктури після повного циклу термічної обробки наведено на рис. 3.

На підставі аналізу мікроструктури та рентгеноструктурного аналізу після відпуску при 200°C з витримкою ≈ 120 хв встановлено, що проходить зняття внутрішніх напружень в дослідному металі. В цілому мікроструктура являє собою високодисперсний перліт з невеликою кількістю грубопластинчатого перліту в деяких областях.

З дослідної сталі виготовлені зразки для визначення тимчасового опору, границі плинності, відносного звуження, відносного подовження та ударної в'язкості при кімнатній температурі після застосування рекомендованих режимів термічної обробки. Результати механічних випробувань наведені в таблиці 3.

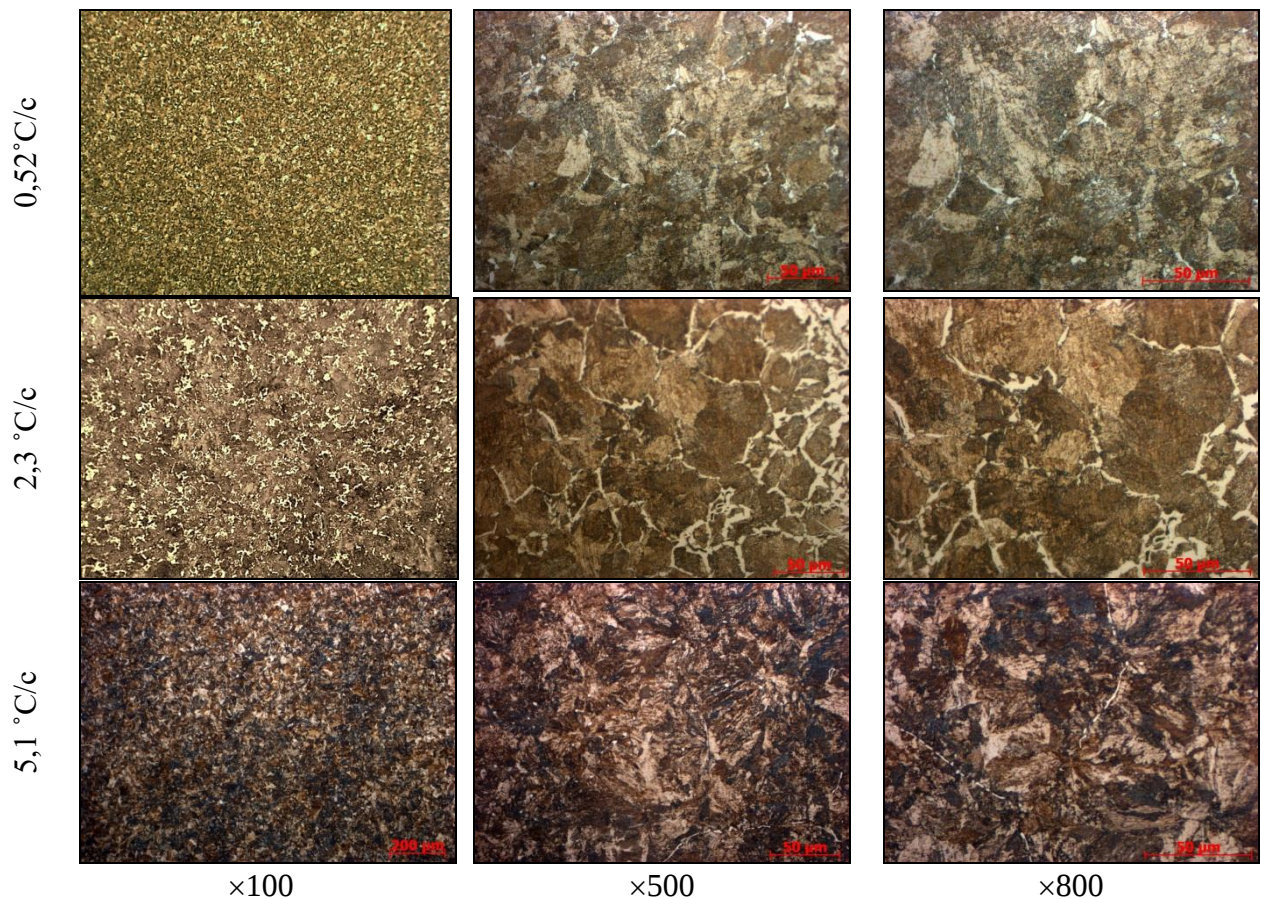


Рисунок 3 - Мікроструктура дослідної сталі після охолодження від 900 °C з визначеними швидкостями та послідууючого відпуску при 200 °C.

Для визначення фазового складу проводили рентгенофазовий аналіз дослідних сталей, результати якого представлені на рис. 4.

Таблиця 3 – Результати випробувань на розтягування дослідних зразків (середнє за трьома значеннями), виготовлених з дослідної сталі після ГПД та ТО (охолодження зі швидкістю 5,1 °C/c від 900°C + відпуск 200°C)

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	КСУ, Дж/см ²	Твердість, НВ
1301,73	816,1	11,7	14,2	16,59	370

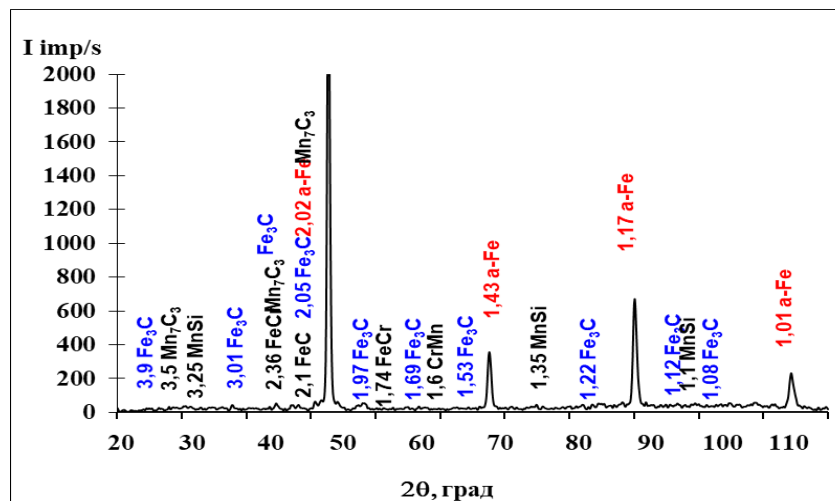


Рисунок 4 - Рентгенівська дифрактограма дослідної сталі після термічної обробки за дослідним режимом (гартування та відпуск 200°C)

На підставі результатів рентгенофазового аналізу після термічної обробки зразків з дослідної сталі встановлено наявність виділень Fe_3C , Mn_7C_3 , $FeCr$, які мають максимуми на тих самих кутах піку 1, що і α -Fe. При аналізі отриманих даних встановлено, що при прискореному охолодженні з 5,1°C/c відбувається виділення $MnSi$, $CrMn$.

При випробуванні на розтягування дослідної сталі встановлено, що дана сталь повністю відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 та EN13674-1-2011.

Висновки

Розроблено хімічний склад дослідні сталі для залізничних рейок і проведена виплавка в лабораторних умовах злитку масою до 10 кг. Встановлено позитивний вплив гарячої пластичної деформації і подальшої термічної обробки на твердість. Після гарячої пластичної деформації в порівнянні з литим станом приріст твердості склав ~14,1%; після гарячої пластичної деформації з подальшою термічною обробкою (без відпуску) приріст твердості склав ~39,4%.

Встановлено, що при прискореному охолодженні від температури 900°C з наступним відпуском при 200°C протягом 120 хв. в лабораторній дослідній сталі проходить зняття внутрішніх напружень. При цьому мікроструктура являє собою високодисперсний перліт, що відповідає вимогам закордонних стан-

дартів. Дослідна рейкова сталь з підвищеним вмістом вуглецю має механічні властивості: $\sigma_b=1295$ МПа, $\sigma_T = 816$ МПа, $\delta_5 = 11,7\%$, $\psi=14,24\%$, що відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 (вища категорія), EN 13674:1-2011 (R400HT).

Література

1. Производство рельсов из электростали / Л.А. Годик и др.// Электрометаллургия. Вып. 200. №7. С. 47.
2. Качество железнодорожных рельсов из непрерывной стали, выплавленной в электропечи/ В.В. Могильный и др.// Сталь. 1997. №8. С.53-55.
3. Козырев Н.А., Яковлев П.Ю., Козырева О.А. Прогнозирование твердости и механических свойств рельсовой стали Э76Ф// Изв. Вузов. Черная Metallургия. 1999. №8. С. 37-39.
4. Пат. 2224044 Российская Федерация, МПК7 С22 С38/46. Сталь/ Ворожищев В.И., Черняк С.С. и др.; заявитель и патентообладатель Иркутский гос. Ун-т путей сообщения. № ; заявл. 25.01.02, опубл. 20.02.04, Бюл. №5. 6с.
5. Термическая обработка рельсовой стали с использованием индукционного нагрева / Д.К. Нестеров, В.Е. Сапожков, Н.Ф. Левченко и др. // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. – 1990. - № 8. – С 30-34.
6. Корнева Л. В. Разработка химического состава и технологии термической обработки железнодорожных рельсов из стали бейнитного класса : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05 16 01 "Metallovedenie i termicheskaya obrabotka" / Корнева Лариса Викторовна – Новокузнецк, 2007. – 23 с.
7. Пат. 2224044 Российская Федерация, МПК7 С22 С38/46. Сталь/ Ворожищев В.И., Черняк С.С. и др.; заявитель и патентообладатель Иркутский гос. Ун-т путей сообщения. № ; заявл. 25.01.02, опубл. 20.02.04, Бюл. №5. 6с.
8. Bhadeshia. H. K. D. H.. "Hyperbolic Tangents and Alloys of Iron". Materials World. 7 . pp. 643-645. 1996.
9. Bristowe. P. D. and Hansip. P. J.. "Introduction to Materials Modelling". Introduction to Materials Modelling. editor Z. H. Barber. Maney. pp. 1-14. 2005.
10. R.A. Ricks. P.R. Howell. G.S. Barrite International Conference on Solid-Solid Phase Transformation. eds. H.I. Aaronson et.al.. TMS-AIME. Warrendale. PA. USA. 1981. p. 463-468.
11. Bhadeshia. H. K. D. H. High Performance Bainitic Steels". Materials Science Forum. vol. 500-501 (2005) 63-74.
12. Bhadeshia. H. K. D. H. and Edmonds. D. V.. "Bainite in Silicon Steels: A New Composition-Property approach. Part I". Metal Science. 17. pp. 411-419. 1983.
13. Специальные стали. Гудремон. Э. - М.: "Metallurgiya". 1966. - т.1.2.
14. Узлов К. І. Теорія і практика управління структуроутворенням механічними та експлуатаційними властивостями залізвуглецевих сплавів залізничного призначення при зсуво-дифузійній перекристалізації : дис. докт. техн. наук : 05.16.01 / Узлов Константин Іванович – Дніпропетровськ. 2013. – 494 с.0-425. 1983.

15. I. Hlavatý. M. Sigmund. L. Krejčí. P. Mohyla. The bainitic steels for rails applications. *Mater. Eng.* 16 (4) (2009) 44–50.
16. Boesch, W. J., Canada, H. B.. (1968). Precipitation reactions and stability of Ni3CB in INCONEL ALLOY 718. *International Symposium on Structural Stability in Superalloys*, 579–596.
17. Бабаченко О. І. Розробка математичної моделі розрахунку теплового поля за перетином залізничної рейки при термічній обробці/ О. І. Бабаченко. Г. А. Кононенко., Н.Ю. Філоненко, А.М. Хулін. // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения-2018.* – 2018. – С. 31–35.
18. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. 3 изд., перераб. и доп. - М.: МИСИС, 1998. - 400 с. Лившиц Б.Г. и др. Физические свойства металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1980. -320 с.
19. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков,. С.П. Ошкадеров и др. – Киев: Наукова думка,. 1973. – 335 с.
20. Луценко, В. А., Бобков, П. А., Голубенко, Т. Н., Дробышевский, Л. А., & Грицаенко, В. И. (2013). Особенности структурообразования конструкционной легированной стали при термической обработке сортового проката. *Литьё и металлургия*, (1 (69)), 38-42.
21. Луценко, В. А., Бобков, П. А., Голубенко, Т. Н., Дробышевский, Л. А., Козачек, А. С., Луценко, О. В., & Грицаенко, В. И. (2013). Особенности формирования структуры в сортовом прокате из конструкционной легированной электростали. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*, (1), 63-67.
22. Парусов, Є. В., Парусов, В. В., & Сагура, Л. В. (2015). Влияние температуры аустенитизации на дисперсность перлита углеродистой стали. *Металознавство та термічна обробка металів*, (2), 14-18.
23. ГОСТ 9454. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенной температурах. – М.: Изд-во стандартов, 1990. – 12с.
24. ГОСТ 1497 (ИСО 6892). Металлы. Метод испытаний на растяжения. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 24с.
25. Качество термически упрочнённых рельсов и подкладок. Исследования. Теория. Оборудование. Технология. Эксплуатация.: Монография. / Т.С. Скобло, В.Е. Сапожков, Н.М. Александрова, А.И. Сидашенко. Под ред. проф. Т.С. Скобло – Х.: ТОВ «Щедра садиба плюс» 2014. – 577с.
26. Петраш Л. В. Закалочные среды / Л. В. Петраш. – Москва: МАШГИЗ, 1959. – 114 с. – (Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы). – (УДК 621.785 П-30).

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СИЛІКАТНИХ СТЕКОЛ ЗА ДОПОМОГОЮ МЕТОДУ СЕКЦІЙНОГО ТРАВЛЕННЯ РОЗЧИНОМ HF

**Шарагов В. А., д.х.н., доцент, Бельцький державний університет імені
Алеку Руссо, м. Бельци, Республіка Молдова**

***Анотація.** Обговорюються результати секційного травлення розчином HF поверхневих шарів промислових стекол різного призначення і модельних синтезованих стекол системи $\text{Na}_2\text{O}-\text{R}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ ($\text{R}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$ і B_2O_3). Зіставляються структури поверхневих шарів промислових стекол різного призначення і модельних синтезованих стекол.*

***Ключові слова:** промислові скла, модельні синтезовані скла, склад, структура, секційне травлення, швидкість розчинення скла.*

RESEARCH OF THE STRUCTURE OF SURFACE LAYERS OF SILICATES GLASSES USING THE METHOD OF SECTION ETCHING BY HF SOLUTION

**Sharagov V. A., Doctor habilitatus of chemical sciences, associate professor,
Alec Russo Balti State University, Balti, Republic of Moldova**

***Abstract.** The present paper discusses the results of section etching of surface layers of industrial glasses for different purposes and model synthesized glasses in the $\text{Na}_2\text{O}-\text{R}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ ($\text{R}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$ and B_2O_3) system by HF solution. We compare the structures of surface layers of industrial glasses for different purposes and model synthesized glasses.*

***Key words:** industrial glasses, model synthesized glasses, composition, structure, section etching, rate of glass dissolution.*

Вступ

Для підвищення фізико-хімічних властивостей промислових виробів необхідно знати склад і структуру поверхневих шарів стекол. Дослідження поверхневих шарів стекол товщиною від 1 нм до 1 мкм здійснюється за допомогою апаратних методів фізико-хімічного аналізу [1]. Однак ці методи не придатні для дослідження шарів скла товщиною від одного до декількох десятків мкм.

У наших дослідженнях основним методом аналізу являється пошарове розчинення поверхневих шарів скла розчинами HF різної концентрації. Метод HF-секціонування розроблений в Будапештському університеті [2, 3] і знайшов застосування для аналізу модельних стекол простих складів [4, 5]. Нами розроблена методика HF-секціонування промислових стекол різного призначення [6].

Мета проведених експериментів полягала у вивченні можливості застосування методу HF-секціонування для дослідження структури поверхневих

шарів промислових виробів різного призначення і модельних синтезованих стекол системи $\text{Na}_2\text{O}-\text{R}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ ($\text{R}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$ і B_2O_3).

Методика експерименту

Об'єктами досліджень були промислові скла, хімічні склади яких представлені в таблиці.

Методика секційного травлення скла розробили з урахуванням таких вимог.

1. Товщина окремого аналізованого шару за одне травлення повинна змінюватись в широкому інтервалі значень - від сотих часток до декількох мкм.

2. Об'єм розчину HF і кількість розчинених в ньому лужних катіонів повинні забезпечувати концентрацію, яка прийнятна для аналізу на полум'яному фотометрі.

3. Маса розчиненого скла за одне травлення повинна точно встановлюватися за допомогою аналітичних ваг.

4. Тривалість одного травлення не повинна бути малою (різко зростає похибка експерименту), але й не повинна бути великою (збільшується час дослідів).

5. При травленні всі поверхні зразка повинні розчинятися з однаковою швидкістю.

6. Для виключення випадкових промахів необхідно одночасно травити не менше трьох зразків скла.

7. Температура розчину HF повинна бути трохи вище кімнатної.

Таблиця 1 - Хімічні склади промислового скла

Вид скла	Вміст оксидів (масова частка, %)								
	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO	MgO	Na_2O	K_2O	SO_3	Інші
сортове прозоре безбарвне	71,95	4,22	0,04	6,52	0,20	17,15	0,10	0,12	-
сортове прозоре медове	71,27	1,52	0,05	9,44	0,21	17,01	0,25	0,33	-
тарне прозоре безбарвне	71,81	2,53	0,07	6,54	4,60	13,72	0,25	0,43	-
пляшкове темно-зелене	69,68	4,83	0,69	9,68	0,35	14,37	0,21	0,34	-
світлотехнічне рожеве	71,48	2,74	0,04	7,32	0,22	17,10	0,36	0,31	0,02 Se, 0,14 Sb
світлотехнічне молочне	65,03	7,03	0,04	3,84	0,11	19,53	0,16	0,10	4,88 F ⁻
листоове	72,65	1,55	0,11	7,60	3,71	13,62	0,35	0,31	-
медичне прозоре	72,81	4,52	0,05	6,05	0,82	8,15	1,64	-	6,11 B_2O_3

8. Методика аналізу повинна бути простою і доступною, в т. ч. для заводських умов. Експеримент включає наступні операції. Зразки скла у вигляді пластинок промивали дистильованою водою і сушили, а потім опускали в розчин HF слабкої концентрації. Час травлення підбирали з урахуванням необхідної товщини розчиненого шару скла. За втрат маси до і після травлення розраховували швидкість розчинення окремого шару скла. Потім будували графік залежності швидкості розчинення скла від товщини стравленого шару. У витяжках після травлення аналізували компоненти скла (Na^+ , K^+ , Ca^{2+} , Mg^{2+} та ін.)

Одночасно травилися по 3 зразки того ж виду скла. При розчиненні за одне травлення шарів скла товщиною менше 1 мкм зразки в розчині HF знаходилися в стаціонарному положенні. У разі необхідності підвищення швидкості розчинення скла досягали за рахунок обертання зразків у спеціальних касетах.

Тривалість одного травлення варіювали в ході експерименту від 5 до 60 хв.

Максимальна відносна похибка визначення товщини розчиненого шару не перевищувала $\pm 5\%$, а швидкості травлення $\pm 4\%$.

Результати досліджень та їх обговорення

Нами встановлено, що швидкість розчинення скла залежить від багатьох факторів: хімічного складу і структури скла; однорідності зразків; концентрації, обсягу і температури розчину HF; гідродинамічних умов та ін.

У всіх наших дослідях, температура розчину HF, його обсяг і концентрація, а також гідродинамічні умови травлення залишалися незмінними. Тривалість одного травлення змінювали в ході експерименту від 5 до 60 хв.

На рис. 1 представлена залежність швидкості розчинення листового скла від товщини стравленого шару при тривалості одного травлення 20 хв.

Наведені результати свідчать про те, що за одне травлення розчиняється шар листового скла товщиною приблизно 0,2 мкм. Звертає на себе увагу нестабільність швидкості розчинення скла. Найбільше значення швидкості розчинення скла відрізняється від його найменшого значення майже в три рази. Графік показує, що середня швидкість розчинення зразків листового скла складає приблизно $0,3 \text{ мг}/(\text{дм}^2 \cdot \text{хв})$.

При тривалості одного травлення 10 хв розчинявся шар листового скла товщиною приблизно 0,1 мкм, в той же час розкид окремих значень швидкості розчинення зразків значно збільшився. Найбільший розкид окремих значень швидкості розчинення зразків та найменшу товщину розчинення окремого шару листового скла ми одержали при тривалості одного травлення 5 хв. В цьому випадку товщина розчиненого окремого шару становила приблизно 0,05 мкм. Середня швидкість розчинення зразків листового скла при тривалості одного травлення 5 та 10 хв знаходилася на рівні $0,3 \text{ мг}/(\text{дм}^2 \cdot \text{хв})$. Зразки під час травлення перебували у стаціонарному положенні. Тривалість одного травлення – 60 хв.

На рис. 2 показані залежності швидкості розчинення різних за складом промислових стекол від товщини стравленого шару при тривалості одного травлення 60 хв.

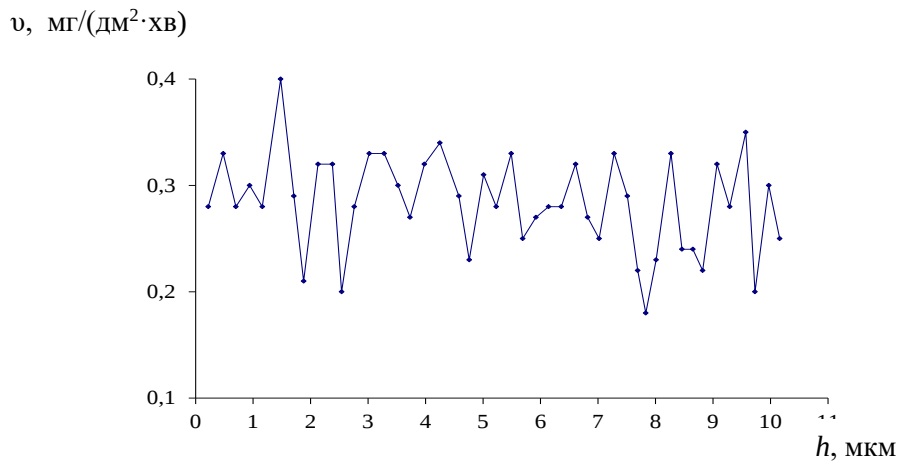


Рисунок 1 – Залежність зміни швидкості розчинення листового скла від товщини стравленого шару

Швидкість розчинення поверхневих шарів промислових стекол

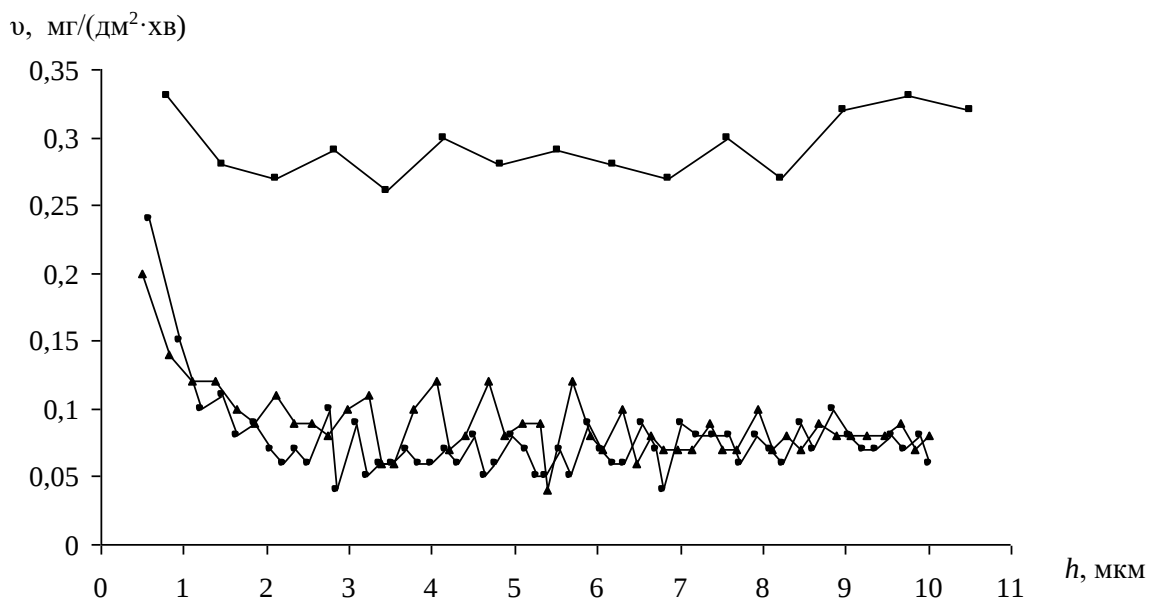


Рисунок 2 – Залежність зміни швидкості розчинення поверхневих шарів листового, світлотехнічного молочного і сортового прозорого безбарвного стекол
 ● – світлотехнічне молочне; ▲ – сортове прозоре безбарвне; ■ – листове.

Графіки рис. 2 свідчать про погану стабільність швидкості розчинення всіх видів стекол. Розкид окремих значень швидкості розчинення зразків листового скла зменшився порівняно з розкидом значень при тривалості одного травлення 20 хв, а середня швидкість розчинення скла при цьому не змінилася.

Графіки також показують, що середні значення швидкостей травлення сортового прозорого і світлотехнічного молочного стекл знаходяться в діапазоні 0,07-0,10 мг/(дм²·хв).

Привертають на себе увагу підвищенні значення швидкостей розчинення поверхневих шарів всіх видів стекл на глибину близько 1 мкм в порівнянні зі швидкостями розчинення основної маси зразків. Такі особливості пов'язані зі зміною хімічного складу поверхневих шарів стекл під час формування виробів і наявністю дефектів.

Експерименти підтвердили нестабільний характер швидкості розчинення інших видів промислових стекл. Чим менше тривалість одного травлення, тим більший розкид окремих значень швидкості розчинення скла. Значний розкид значень швидкості травлення поверхневих шарів промислових стекл розчином HF можна пояснити їх неоднорідною структурою, що добре узгоджується із літературними даними [7-9].

Розкид результатів при обертанні зразків значно менший у порівнянні з даними, отриманими для зразків, що травились в стаціонарному положенні. Отримані результати свідчать про наявність в промислових стеклах шаруватої структури. Дані по методу секціонування розчином HF дозволяють орієнтовно оцінити характер і товщину окремих шарів скла.

Нами встановлено, що значення швидкості травлення модельних стекл також має нестабільний характер. Значення швидкості розчинення скла складу Na₂O·2SiO₂ є більшою у порівнянні із зразками скла Na₂O·3SiO₂, що пояснюється різним вмістом оксиду натрію. Зразки стекл системи Na₂O–Al₂O₃–SiO₂ розчиняються із більшою швидкістю ніж зразки стекл системи Na₂O–B₂O₃–SiO₂.

Експерименти показали, чим вище однорідність скломаси, тим менша товщина окремих шарів скла. Найбільш груба шаруватість виявлена у світлотехнічного молочного скла, в той час як сортове прозоре безбарвне скло характеризується найвищою однорідністю.

Таким чином, отримані результати свідчать про доцільність застосування методу секціонування розчином HF для дослідження структури поверхневих шарів силікатних стекл.

Висновки

1. Встановлено нестабільний характер швидкості травлення розчином HF поверхневих шарів промислових скловиробів різного призначення і зразків модельних синтезованих стекл системи Na₂O–R₂O₃–SiO₂ (R₂O₃ – Al₂O₃ і B₂O₃).

2. Чим менше тривалість одного травлення, тим більший розкид окремих значень швидкості розчинення скла.

3. Отримані результати свідчать про наявність в силікатних стеклах шаруватої структури. Дані по методу секціонування розчином HF дозволяють орієнтовно оцінити характер і товщину окремих шарів скла.

4. Метод секціонування розчином HF придатний для дослідження поверхневих шарів скла товщиною від одного до декількох десятків мкм.

Література

1. Rupertus V., Bange K. Sophisticated techniques for studying glass surfaces. XIX-th International Congress on Glass. Extended Abstracts. Edinburgh, 2001. Vol. 1. P. 2-11.

2. Csakvari B., Boksay Z., Bouquet G. Investigation of surface layers on electrode Glasses for pH measurement. Anal. Chim. Acta. 1971. Vol. 56. P. 279-284.

3. Чаквари Б., Бокшаи З., Букэ Г., Ивановская И. Структура поверхностных слоев стекла Мак-Иннеса и Дола при его взаимодействии с растворами. Стеклообразное состояние. Труды V Всесоюзного совещания. Ленинград: Наука. Ленинградское отделение, 1971. С.310-313.

4. Белюстин А. А. Концентрационное распределение ионов в поверхностных слоях щелочно-силикатных стекол, обработанных щелочными растворами. Физика и химия стекла, 1985, том 11, №3, с. 257-277

5. Белюстин А. А. Современные представления о строении поверхностных слоев щелочно-силикатных стекол, взаимодействующих с растворами. Физика и химия силикатов. Сборник научных работ. Ленинград: Наука. Ленинградское отделение, 1987. С.223-242.

6. Sharagov V. A., Azarenko O. V., Tsurcan D. B., Kubak V. V. Revealing structural changes in the industrial glass surface layers with the help of the section etching method. Proc. of the 5th ESG conf. "Glass science and technology for the 21th century". The Czech Glass Society, Prague, 1999. P. C2-39-45.

7. Короткова В. Н., Смирнов Е. И. О слоистости листового стекла, вырабатываемого различными способами. Стекло и керамика. 1978, №4, с. 9-11.

8. Смирнов Е. И., Короткова В. Н. Метод определения однородности листового стекла по его слоистости. Стекло и керамика. 1974, №11, с. 6-7.

9. Яцишин И. Н., Вахула Я.И., Скрипец М. М., Горбай З. В. Исследование однородности и слоистой структуры листового стекла. Стекло и керамика. 1978, №4, с. 6-7.

НАНОТЕХНОЛОГІЯ – РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧИЙ СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЯКІСНОЇ ПРОДУКЦІЇ МАШИНОБУДУВАННЯ

**Калініна Н. Є., д.т.н. професор, Цокур Н. І., аспірантка,
Носова Т. В., к.т.н. доцент, Мороз Я. В., аспірант,
Дніпровський Національний університет ім. Олеся Гончара**

***Анотація.** Встановлено вплив модифікування дисперсними композиціями на структуру та механічні властивості деформованих алюмінієвих сплавів для листових заготовок у машинобудуванні. Досліджено алюмінієві сплави систем Al-Mg, Al-Mg-Sc. Модифікатором досліджуваних сплавів обрано нанодисперсну композицію на основі порошку карбиду кремнію SiC розміром часток 50...100 нм. Проведені промислові плавки сплавів АМг6, 1571, 1420. Розроблено технологічний процес виплавки при оптимальній кількості 0,2% модифікатора від маси розплаву. Встановлено взаємозв'язок зеренної структури модифікованих сплавів з підвищеним комплексом механічних властивостей.*

***Ключові слова:** алюмінієві сплави, наномодифікатор, карбід кремнію, структура, механічні властивості.*

NANOTECHNOLOGY – A RESOURCE-SAVING WAY OF OBTAINING HIGH-QUALITY ENGINEERING PRODUCTS

**Kalinina N. E., Ph.D. Prof., N. I. Tsokur, graduate student,
Nosova T. V., Ph.D., associate professor, Y. V. Moroz, graduate student,
Dnipro National University named by Olesya Honchara**

***Abstract.** The effect of modification with dispersed compositions on the structure and mechanical properties of deformed aluminum alloys for sheet blanks in mechanical engineering has been established. Aluminum alloys of the Al-Mg, Al-Mg-Sc systems were studied. A dispersed composition based on SiC silicon carbide powder with a particle size of 50...100 nm was selected as a modifier of the studied alloys. Industrial smelting of AMg6, 1571, 1420 alloys was carried out. The technological process of smelting was developed with the optimal amount of 0.2% of the modifier from the mass of the melt. The relationship between the grain structure of modified alloys and the increased complex of mechanical properties has been established.*

***Key words:** aluminum alloys, nanomodifier, silicon carbide, structure, mechanical properties.*

Вступ

У напружених конструкціях авіаційної та ракетно-космічної техніки широкого поширення набули деформовані алюмінієві сплави систем Al-Mg, Al-Mg-Sc завдяки вдалому поєднанню комплексу фізико-механічних властивостей, технологічності та корозійної стійкості. Сучасні промислові сплави на алюмінієвій основі мають межу текучості $\sigma_{0,2}$ до 400 МПа, відносне подовження δ до

15% [1,2]. Основними шляхами підвищення механічних властивостей алюмінієвих сплавів є зміцнення твердого розчину, дисперсійне зміцнення, термомеханічна обробка, модифікування [3, 4, 5].

Аналіз публікацій

В розглянутих роботах недостатньо вивчені особливості структури алюмінієвих сплавів модифікованих лігатурами на основі Ti [6]. У відомих публікаціях не встановлені зв'язки структури і властивостей алюмінієвих сплавів та немає відомостей по модифікуванню алюмінієвих сплавів наноконпозиціями.

Результати досліджень та їх обговорення

Враховуючи високі вимоги до продукції авіакосмічної промисловості, в даній роботі були вивчені алюмінієві сплави системи Al-Mg, Al-Mg-Sc. Для отримання виливків з високими властивостями доцільно застосовувати модифікування розплавів малими добавками нанодисперсних композицій тугоплавких сполук, що ініціюють кристалізацію. Модифікатори їх впливу можна розділити на дві групи [5, 6]:

- модифікатори, які є безпосередніми зародками кристалізації;
- інокулятори-модифікатори.

Метою даної роботи є розробка технології нанодисперсного модифікування алюмінієвих сплавів як способу ресурсозбереження дорогих легуючих елементів.

Для вивчення мікроструктури використовували шліфи, вирізані залитих заготовок після відпалу (рис. 1а, б), а також після деформації (рис. 2а, б). Травлення проводили у реактиві концентрованої плавикової кислоти HF. Дослідження мікроструктури проводили на шліфах з використанням оптичного мікроскопа Neophot 2 при збільшенні 50, 100, 200. Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили з метою визначення хімічного складу в точках (на межах зерен та фаз), розподілу мікролегуючого елемента - скандія. Випробування проводили на багатоцільовому растровому мікроскопі JSM-6360LA, оснащеному системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу JED 2200 (рис.3).

Зеренна структура сплаву 1571 у литому стані представлена на рис.1. Після модифікування досягнуто подрібнення структури з 240 мкм до 154 мкм., в 1,5 рази менше порівняно з вихідним станом. Мікроструктура сплаву 1571 у деформованому стані представлена на рис. 2. Після деформування мікроструктура сплаву 1571 характеризується наявністю витягнутих вздовж напрямку деформації зерен α -твердого розчину алюмінію, тобто при деформуванні мікроструктура сплаву 1571 набуває орієнтованості зерен у напрямку деформації.

Після гарячої деформації у вихідному сплаві 1571 спостерігається неоднорідність зерен. У модифікованому сплаві 1571 після деформації отримана однорідна дрібнозерниста дисперсна структура α -Al твердого розчину. Мікроструктура сплавів у рівноважному стані складається з α -твердого розчину алюмінію та інтерметаліду Al_3 (Sc_x, Zr_{x-1}). Основними мікролегуючими елементами у сплаві 1571 є скандій та цирконій.

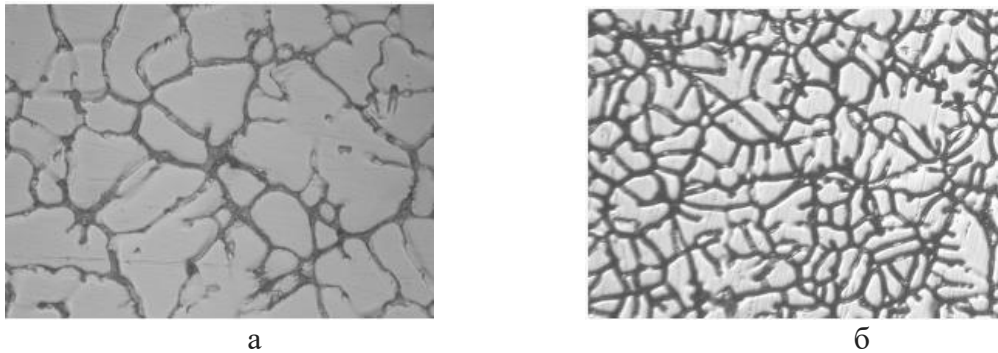


Рисунок 1 – Мікроструктура литого сплаву 1571:
а – до модифікування, х200, б – після модифікування, х200

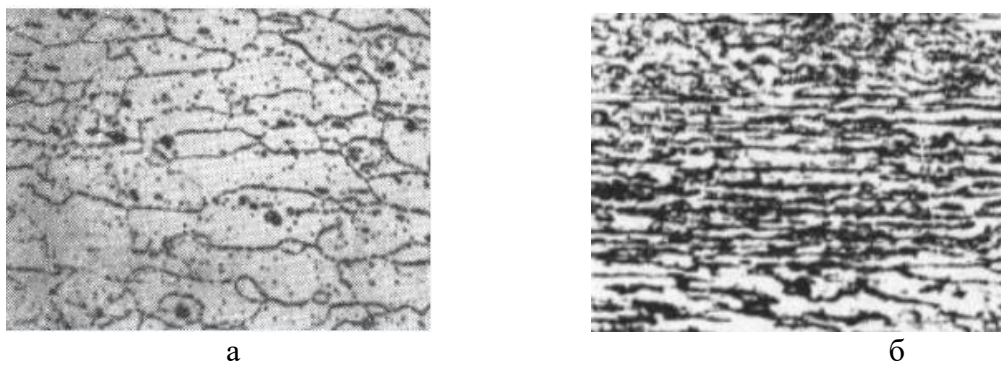


Рисунок 2 – Мікроструктура деформованого сплаву 1571: а – після деформації немодифікованого сплаву, х200, б – після деформації модифікованого сплаву, х200

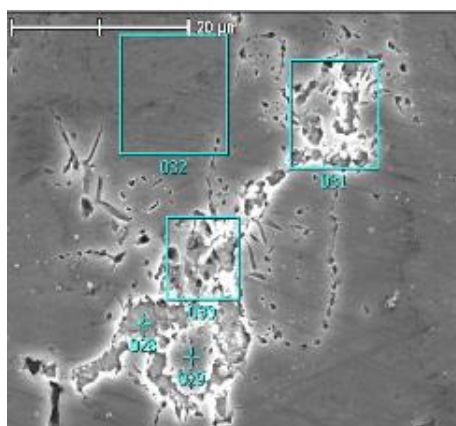


Рисунок 3 – Розподіл легуючих елементів у модифікованому сплаві 1571 у точках вклучення та матриці, х 2000

Розподіл даних елементів з перерізу зразка рівномірний: скандій і цирконій присутні як в основі сплаву-матриці, так і по межах зерен. У модифікованих зразках кремній концентрується у включеннях, утворюючи оксид SiO_2 , підвищуючи міцність матеріалу (рис. 1).

Ліквация вуглецю за перерізом зразка практично відсутня, що сприяє досягненню однорідної структури сплаву та підвищенню властивостей міцності. Проводили фрактографічний аналіз зламів на малогабаритному растровому електронному мікроскопі МРЕМ-100. Структурними елементами у сплаві 1571 до модифікування виступає евтектика. Евтектика має сітчасту структуру, межах якої концентруються неметалеві включення. Це знижує властивості міцності матеріалу. На поверхні зламу зразка до модифікування (рис. 4а) спостерігається міжзеренне руйнування, яке представляється як розщеплення по межах зерен. На фрактограмі чітко видно межі зерен. Мікроструктура сплаву 1571 після модифікації не містить евтектики. На поверхні зламу модифікованого зразка спостерігається в'язке руйнування, яке проходить через тіло зерна (рис. 4б). Результати дослідження зразків після випробування на ударну в'язкість представлені на рис. 4.

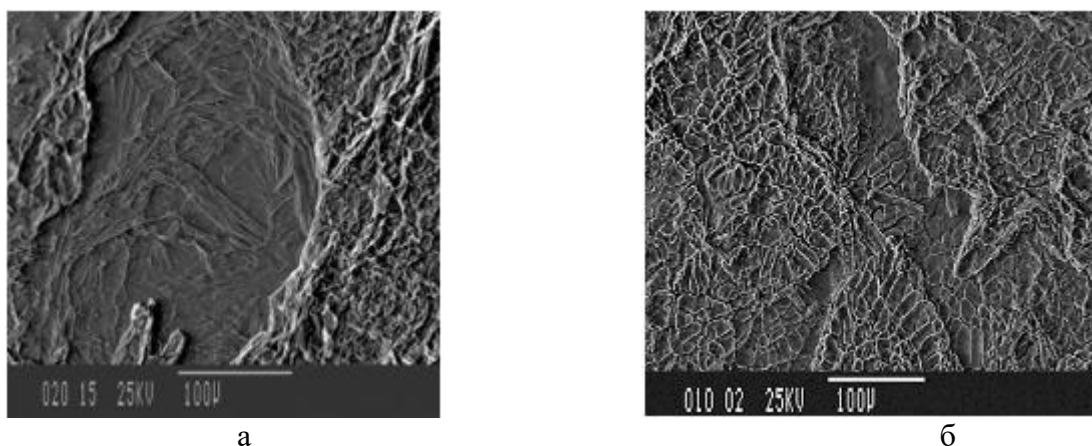


Рисунок 4 - Злам зразка сплаву 1571 після випробування на ударну в'язкість при 20°C :
а - немодифікований сплав, $\times 170$; б - модифікований сплав, $\times 200$

У вихідних зразках сплаву 1571 спостерігається переважно крихкий злам (рис. 4а). У модифікованому стані - змішаний вид зламу, з переважанням в'язкої складової (рис. 4б).

Висновки

1. Проведені промислові плавки сплавів АМг6, 1420, 1571 в індукційній печі САТ-0,15 ємністю тигля 50 кг. Розроблено технологічний процес виплавки із запровадженням модифікатором, а саме: кількість наномодифікатора, механізм введення, температурно-часові умови його дії. Оптимальна кількість наномодифікатора – 0,2 % від ваги розплаву.

2. Досліджено макро- та мікроструктуру сплавів до і після модифікування, досягнуто стабілізацію структури та подрібнення зерна модифікованих сплавів.

3. Проведено механічні випробування листів сплавів 1571, 1420 до та після модифікування. Встановлено вплив нанодисперсного модифікатора карбиду кремнію β -SiC на структуру і механічні властивості алюмінієвих сплавів 1571, 1420.

4. Одержано подрібнення зерна модифікованих сплавів 1571, 1420, досягнуто однорідний розподіл легуючих елементів по перерізу заготовки.

Література

1. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов: учебник. Киев, 2013. 405 с.

2. Кривов Г.А., Матвиенко В.А., Афанасьева Л.Ф. Мировая авиация на рубеже XX-XXI столетий. Промышленные рынки: учебник. Киев : КВИЦ, 2015. 295 с.

3. Wemah K. Equipment for Aluminium Welding: Svetsdren, No2, 2016. P. 11 –13.

4. Ikura, N. Nagisawa, S. Iwata Technological developments for realizing aluminum bridges: Journal of Japan Institute of Welding Metals, No9, 2004. P. 380 – 387.

5. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов: М: Металлургия, 1994. 214 с.

6. Немененок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов: Л : Технопринт, 2016. 272 с.

7. Калинина Н.Е., Вилищук З.В., Калинин В.Т. Особенности модифицирования алюминиевых сплавов системы Al-Mg: Авиационно-космическая техника и технологии, No7 (84), 2016. С. 80-83.

8. Калинин В.Т., Дудников А.С., Качан А.Я., Калинина Н.Е. Получение нанокристаллических композиций управляемым плазмохимическим синтезом: Вестник двигателестроения. Запорожье: ЗНУ, No1, 2017. С. 86-90.

ПАРАМЕТРИ ЯКОСТІ ПОВЕРХОНЬ КОМПОЗИТНИХ САМОЗМАЩУВАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ТЕРТЯ ДЛЯ ДРУКАРСЬКИХ МАШИН ПРИ АБРАЗИВНОМУ ШЛІФУВАННІ

**Роїк Т.А., д.т.н., професор, Гавриш О.А., д.т.н., професор,
Бровкин А.О., аспірант, Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»**

***Анотація.** У роботі наведено результати формування параметрів якості поверхонь антифрикційних деталей тертя з нових високолегованих композитів, синтезованих зі шліфувальних відходів легованих сталей, призначених для вузлів високошвидкісних друкарських машин. Показано, що якість поверхонь залежить від взаємодії одночасно виникаючих при абразивному шліфуванні процесів зміцнення та відпочинку поверхневих шарів самозмащувальних деталей.*

***Ключові слова:** композитні деталі, параметри якості, абразивні інструменти, режими шліфування, швидкісні друкарські машини.*

SURFACE QUALITY PARAMETERS OF COMPOSITE SELF-LUBRICATING FRICTION PARTS FOR PRINTING MACHINES AT ABRASIVE GRINDING PROCESS

**Roik T., Doctor of Technical Sciences, Professor, Gavrysh O.A.,
Doctor of Technical Sciences, Professor, Brovkyn A., postgraduate student,
National Technical University of Ukraine"
Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute"**

***Abstract.** The paper presents the results of the surfaces quality parameters formation for antifriction parts from new highly alloyed composites synthesized from alloyed steels grinding waste intended for units of high-speed printing machines. It was shown the surfaces' quality depends on interaction of simultaneously occurring processes of hardening and rest of self-lubricating parts' surface layers at abrasive grinding processes.*

***Key words:** composite parts, quality parameters, abrasive tools, grinding modes, high-speed printing machines.*

Вступ

Розвиток сучасної техніки вимагає забезпечення високих параметрів надійності, працездатності та зносостійкості друкарських машин, їх вузлів і деталей у широкому спектрі умов експлуатації від нормальних до екстремальних (швидкості обертання до 800 об./хв., тиски 3 – 8 МПа). Одним із поширених видів деталей, що експлуатуються у зазначених умовах, є деталі тертьових сполучень високошвидкісних машин поліграфічної техніки, зокрема, ротаційних апаратів типу КВА «Rapida - 105», Heidelberg Speedmaster SM 102 FPL, Star Binder 1509, SITMA C80 750i та ін.

Розробка нових композиційних антифрикційних деталей для важких умов експлуатації з широким використанням як основи для них утилізованих та регенованих шліфувальних відходів інструментальних сталей переконливо довело наявність стабільно високих триботехнічних властивостей цих композитів [1, 2].

Відомості про технологічні засади виготовлення та прецизійної механічної обробки нових композитних деталей детально наведені у роботах [3–9]. Цими дослідженнями було доведено, що на строки служби деталей з нових композитів впливають показники якості поверхонь оброблення, а саме, параметри шорсткості поверхонь R_a та властивості поверхневого шару.

З цієї точки зору висувались задачі досягнення характеристик мінімальної шорсткості R_a поверхонь оброблення, яка є передумовою високих функціональних властивостей деталей. З цією метою були створені технологічні процеси, де фінішна абразивна обробка здійснювалась із застосуванням методів магнітно-абразивного оброблення [10, 11].

На жаль, досліджень одного з найважливіших параметрів якості обробленої поверхні, яким є фізичні властивості тонкого поверхневого шару, а саме, знак і рівень залишкових напружень у зоні оброблення, глибини та ступеню наклепу, практично немає.

Вказані обставини зумовили необхідність детального вивчення властивостей тонкого поверхневого шару після абразивної обробки робочих поверхонь нових антифрикційних деталей для друкарських машин. Виконання дослідів у цьому напрямку дає можливість науково-обґрунтовано підходити до створення технології тонкого абразивного шліфування, а відтак, призначати (в залежності від складу того чи іншого композитного матеріалу) оптимальні режими різання.

Аналіз публікацій

Відомо [3, 4], що постійне збільшення швидкостей робочих органів друкарської техніки (до 1000 об./хв.) супроводжується суттєвим збільшенням температур деталей пар тертя (іноді до рівня 300–400°C) та питомих тисків у межах 3,0 – 5,0 МПа. Це обумовлює підвищене зношування поверхонь тертя, у тому числі антифрикційних втулок, вкладнів тощо, а отже, і знос контактної пари, зниження параметрів ремонтоздатності і вихід з ладу друкарської машини у цілому [3, 4].

Разом з тим, технічні параметри зносостійкості поверхонь деталей тертя (незалежно від матеріалу деталі) визначаються кінцевими значеннями показників параметрів якості поверхонь після їх фінішної механічної обробки [6–9].

З фундаментальних засад технології машинобудування відомо, що якість поверхні – комплексне поняття, яке включає в себе геометричну точність, шорсткість, параметри наклепу поверхневого шару (ступінь наклепу та глибина його залягання у тіло деталі), а також рівень і знак (розтяг чи стиск) залишкових напружень поверхні оброблення [12–14].

Виходячи із загальноприйнятих технологічних поглядів, встановлено, що на параметри якості впливають методи фінішного оброблення (тонке шліфування, прецизійна машинна доводка, суперфінішування, хонінгування, магнітно-абразивне оброблення), тип абразивного інструменту (карбід кремнію зелений, електрокорунд білий, моно корунд, карбід кремнію чорний, електрокорунд хромчастий, електрокорунд білий титанистий, надтверді синтетичні матеріали – алмаз синтетичний, кубічний нітрид бору, ельбор, боразон, кермети різного складу), зернистість абразивного інструменту (крупнозернистий, дрібнозернистий), застосування та склад мастильно-охолоджуючого середовища, точності параметрів верстатного обладнання, прецизійність технологічних пристроїв, приладів та спеціального нестандартного обладнання [3, 4, 12–14].

На жаль, усі ці найважливіші питання у комплексі взаємодії різних факторів (абразиви, верстати, режими різання, вплив на якість поверхні параметрів силового та температурного полів та ін.) всебічно не досліджено. Це на практиці обумовлювало появу різноманітних схем побудови технологічного процесу фінішної обробки поверхонь тертя деталей, що були виготовлені з нових композитів. Здебільшого ці процеси не завжди були науково обґрунтованими чи оптимальними і найчастіше мали на меті забезпечити будь-яку механічну обробку, що базується на конкретних можливостях підприємства (верстати, абразивні інструменти, наявність пристроїв та інструментальне забезпечення, а також відповідна кваліфікація робітників - верстатників). Найчастіше такі промислові підприємства вирішували конкретні поточні завдання не зважаючи на якісні характеристики.

Новітні антифрикційні та високозносостійкі композиційні матеріали науковцями створені відносно нещодавно і на сьогодні розгалужених досліджень якості поверхонь при їх механічному обробленні не проводилось.

Саме тому актуальним є виконання технологічних досліджень щодо всебічного вивчення впливу режимних факторів на якість поверхонь оброблення деталей тертя поліграфічних машин з новітніх сучасних марок високозносостійких композиційних матеріалів.

Постановка задачі

Метою досліджень, наведених у роботі, є встановлення науково – обґрунтованих режимів тонкого абразивного шліфування робочих поверхонь антифрикційних деталей з нових композитів, синтезованих на основі утилізованих та регенерованих шліфувальних відходів інструментальних сталей Р6М5К5 та 8Х4В2МФС2, що призначені для роботи при швидкостях обертання до 800 об./хв. і тисках до 5,0 МПа у контактних сполученнях високошвидкісних друкарських машин. Ці режими різання здатні забезпечити відповідні параметри якості шліфованих поверхонь та необхідний рівень експлуатаційних властивостей вузлів тертя високообертового друкарського обладнання.

Результати досліджень та їх обговорення

Методика вивчення фізичних властивостей поверхневого шару зразків наведена у роботах [3, 4]. Слід підкреслити, що у всіх експериментах використовувались зразки з нових композитних антифрикційних матеріалів на основі регенованих шліфувальних відходів сталей з домішками твердого мастила CaF_2 наступного середнього складу: Р6М5К5+5мас. % CaF_2 , 8Х4В2МФС2+5мас. % CaF_2 . Зазначимо, що фізичні властивості поверхневого шару деталей з нових композитів, а саме – глибина та ступінь наклепу, спотворення II-го роду, знак та величина залишкових напружень, цілковито залежать від взаємодії силового та температурного полів [3–5].

Було враховано попередньо отримані авторами [3, 4] результати досліджень сил різання та миттєвих контактних температур, що виникають і одночасно діють на вершині абразивного зерна шліфувального круга при зрізанні тонких стружок з поверхні оброблення. При цьому сили різання спричинюють зміцнення тонкого поверхневого шару, у той час як миттєві контактні температури сприяють відпочинку зміцненої від дії сил різання поверхні. Як наслідок, формуються кінцеві значення параметрів якості поверхні оброблення. У роботах [7–9] було прогнозовано, що при раціональному виборі режимів шліфування у майбутньому можливо буде виконувати обробку так, щоб відпочинок поверхневого шару після дії виникаючих температур від нагріву при шліфуванні був здатен повністю усунути зміцнення поверхні від сил різання.

Результати експериментальних досліджень параметрів зміцнення поверхневого шару при тонкому абразивному шліфуванні зразків з нових композитних матеріалів наведені у табл. 1–4.

Таблиця 1 – Залежність наклепу від матеріалу зв'язки круга при шліфуванні зразків з композиту Р6М5К5+5% CaF_2

Абразивний інструмент	Зернистість, мкм	Зв'язка інструменту	Параметри наклепу		
			$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	H_d , МПа	K
23А5К	50	керамічна	23,74	5500	1,52
23А5Гл	50	гліфталева	20,50	5430	1,51
63С5К	50	керамічна	19,39	5430	1,51
63С5Гл	50	гліфталева	17,94	5380	1,49
63СМ28К	28	керамічна	16,71	5570	1,54
63СМ28Гл	28	гліфталева	13,71	4120	1,17
63СМ14К	14	керамічна	14,28	4190	1,19
63СМ14Гл	14	гліфталева	13,30	4170	1,15

Примітки: 1. $\Delta a/a$ – спотворення II-го роду; 2. H_d – мікротвердість деталі після обробки за Вікерсом; 3. K – ступінь наклепу (H_d/H_z); 4. Показники наклепу зразків без обробки: $\Delta a/a \cdot 10^{-4}=0$, мікротвердість $H_z = 3600$ МПа; 5. Шліфувальні круги: електрокорунд білий (23А), карбід кремнію зелений (63С); 6. Режими шліфування: однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF -250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга $V_{кр} = 22$ м/с, швидкість виробу $V_v = 2$ м/хв., глибина різання $t = 2$ мкм, охолодження – 3% розчин содової емульсії.

Таблиця 2 – Залежність наклепу від матеріалу зерна при шліфуванні зразків з композиту 8Х4В2МФС2+5%CaF₂ крупнозернистими абразивами

Абразивний інструмент	Зернистість, мкм	Параметри наклепу			Охолодження при обробці
		$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	H _д , МПа	К	
63С10ГЛ	100	21,30	5490	1,52	емульсія
23А10ГЛ	100	23,70	5700	1,58	емульсія
63С5ГЛ	50	17,94	5380	1,49	емульсія
23А5ГЛ	50	19,25	5290	1,46	без охолодження
М5К	50	20,50	5600	1,55	емульсія
М5ГЛ	50	20,35	5430	1,51	без охолодження

Примітки: 1. $\Delta a/a$ – спотворення II-го роду; 2. H_д – мікротвердість деталі після обробки за Вікерсом; 3. К – ступінь наклепу (H_д/H_з); 4. Показники наклепу зразків без обробки: $\Delta a/a \cdot 10^{-4}=0$, мікротвердість H_з = 3600 МПа; 5. Шліфувальні круги: електрокорунд білий (23А), карбід кремнію зелений (63С); монокорунд (М) 6. Режим шліфування: однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF -250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга V_{кр} = 22 м/с, швидкість виробу V_в = 2 м/хв., глибина різання t = 2 мкм, охолодження – 3% розчин содової емульсії.

Таблиця 3 – Залежність ступеню наклепу К від зернистості при шліфуванні зразків з досліджуваних композитів абразивами з карбиду кремнію зеленого (63С) на гліфталевій зв'язці

Абразивний інструмент	Зернистість, мкм	Матеріал композитних зразків	
		Р6М5К5+5%CaF ₂	8Х4В2МФС2+5%CaF ₂
		Параметр наклепу К	
63С10ГЛ	100	1,95	1,86
63С5ГЛ	50	1,52	1,47
63СМ28ГЛ	28	1,17	1,17
63СМ20ГЛ	20	1,16	1,15
63СМ14ГЛ	14	1,15	1,12
63СМ7ГЛ	7	1,13	1,11

Примітки: 1. К – ступінь наклепу (H_д/H_з); 2. Показник наклепу зразка без обробки - мікротвердість H_з = 3600 МПа; 3. Режим шліфування: однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF -250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга V_{кр} = 22 м/с, швидкість виробу V_в = 2 м/хв., глибина різання t = 2 мкм, охолодження – 3% розчин содової емульсії.

Таблиця 4 – Параметри наклепу на різних рівнях наклепаної зони при абразивному шліфуванні зразків з композитного сплаву P6M5K5+5%CaF₂

Вид обробки, тип круга	Глибина шару вимірювання, мкм							
	5		10		15		20	
	Параметри наклепу							
	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	K	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	K	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	K	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$	K
Без охолодження, 23A5Гл	23,74	1,52	22,30	1,50	7,01	1,01	1,27	0,50
З охолодженням, 63C5Гл	17,94	1,49	16,97	1,48	6,90	1,00	1,17	0,40
З охолодженням, 63CM28Гл	13,71	1,17	13,55	1,16	6,90	0,91	2,11	0,30
Без охолодження, 63CM28Гл	13,33	1,16	12,31	1,14	5,91	0,63	2,01	0,28
Без охолодження, MM28Гл	13,30	1,15	12,50	1,12	6,10	0,65	3,10	0,31
З охолодженням, 23AM28Гл	16,90	1,18	14,30	1,15	6,15	0,70	3,50	0,40
Без охолодження, 23AM28Гл	15,75	1,17	13,10	1,14	5,13	0,50	2,70	0,30
З охолодженням, 63CM14Гл	13,30	1,15	12,10	1,12	5,17	0,51	2,80	0,32
Без охолодження, 63CM14Гл	12,90	1,14	10,90	1,11	3,51	0,37	1,65	0,33
З охолодженням, 63CM7Гл	11,70	1,13	10,40	1,10	2,53	0,39	1,93	0,35

Примітки: 1. $\Delta a/a$ – спотворення II-го роду; 2. K – ступінь наклепу (H_d/H_z); H_d – мікротвердість деталі після обробки за Вікерсом; H_z – мікротвердість зразка без обробки за Вікерсом 3. Показники наклепу зразка без обробки: $\Delta a/a \cdot 10^{-4}=0$, $H_z = 3600$ МПа; 4. Шліфувальні круги: електрокорунд білий (23A), карбід кремнію зелений (63C); монокорунд (M); 5. Режим шліфування: однопрохідне плоске з виходжуванням, верстат FF - 250 “Abawerk” (ФРН), швидкість круга $V_{кр} = 22$ м/с, швидкість виробу $V_v = 2$ м/хв., глибина різання $t = 2$ мкм, охолодження – 3% розчин содової емульсії.

Аналізуючи дані табл. 1–4, видно, що при визначенні особливостей утворення наклепу при тонкому шліфуванні деталей з нових композитних матеріалів виявлено наступні закономірності: обробка абразивами на гліфталевій зв'язці забезпечує менший наклеп, ніж обробка на керамічній зв'язці: спотворення II роду $\Delta a/a$, мікротвердість H_d та ступінь наклепу K більші при застосуванні шліфувальних інструментів на керамічній зв'язці. Це є характерним для обох досліджуваних складів композиційних матеріалів, синтезованих з відходів інструментальних сталей. Також слід відзначити схожість цієї залежності як при застосуванні крупнозернистих, так і дрібнозернистих шліфувальних інструментів.

Пояснення цьому може бути надано з урахуванням властивостей гліфталевої зв'язки, а саме, її меншою жорсткістю, більшою еластичністю у порівнянні з керамічною зв'язкою. Внаслідок цього під час зрізання стружки з поверхні зразка, що досліджується, на різучому лезі абразивного зерна

утворюється відповідна сила різання, яка залежить від технологічних режимів різання [3, 4]. Ця сила деформує шар матеріалу і обумовлює утворення у ньому різних дефектів (наклеп, спотворення II роду, залишкові напруження). При цьому, саме завдяки еластичності гліфталевої зв'язки, сили різання перерозподіляються і демпфують ріжуче зерно у матеріал абразивного круга. Це зменшує фактичну глибину шліфування і, відповідно, зменшує складові сил різання, які у свою чергу, обумовлюють зменшення параметрів наклепу [6–9].

При тонкому абразивному шліфуванні деталей тертя з нових композиційних матеріалів в результаті досліджень виявлено залежність параметрів наклепу від матеріалу зерна абразиву, на основі якого формується шліфувальний інструмент. Експериментально доведено, що мінімальні спотворення II роду, мікротвердість, ступінь наклепу та глибина залягання дефектів за товщиною поверхневого шару забезпечують застосування шліфувальних кругів на основі карбіду кремнію зеленого (63С).

Найбільш чітко це проявляється при тонкому абразивному шліфуванні крупнозернистими абразивами (табл. 2), хоча така ж залежність існує і для випадку шліфування дрібнозернистими кругами (табл. 3).

Узагальнюючи експериментальні дані як для крупнозернистих, так і дрібнозернистих абразивних інструментів, необхідно зробити загальний висновок про зменшення наклепу при тонкому шліфуванні абразивними кругами на основі карбіду кремнію зеленого (63С).

Зменшення наклепу можна пояснити більш гострою формою ріжучого леза кожного окремого зерна абразиву та більшою крихкістю зерен карбіду кремнію зеленого, здатних при шліфуванні сприймати та передавати деформованим мікрооб'ємам металу (в процесі зрізання стружки) менші навантаження, ніж зерна електрокорунду білого (23А) і монокорунду (М).

Аналіз результатів показує, що існує фактичний зв'язок між параметрами наклепу та зернистістю абразивного інструменту. Незалежно від виду абразивного інструменту зі зменшенням його зернистості (у діапазоні 100 – 7 мкм) параметри наклепу зменшуються. Мінімальний наклеп забезпечує шліфування кругами зернистістю 14 мкм з карбіду кремнію зеленого (63С) на гліфталевій зв'язці (Гл) - типу 63СМ14Гл. Підвищення ступеню наклепу зі збільшенням розміру зерна пояснюється суттєвим збільшенням силової дії на мікрооб'єм металу [3, 4], у зв'язку з чим зростає ступінь пластичної деформації.

Необхідно зазначити, що отримані висновки про закономірності утворення наклепу підтверджуються різними фізичними методами вимірювання (рентгеноструктурний та металографічний аналізи, індукційне зондування поверхні оброблення) [1–6]. Це свідчить про наявність внутрішнього зв'язку між різними параметрами наклепу та підтверджує достовірність результатів досліджень.

У даній роботі не ставилась задача отримання кореляційних моделей зв'язку між різними досліджуваними параметрами. Проте, слід звернути увагу на те, що у більшості випадків параметри наклепу менші при шліфуванні без охолодження змащувально-охолоджуючою рідиною, ніж при різанні з охолод-

женням. Це пояснюється більшим впливом миттєвих контактних температур при зрізанні стружки і відпочинком металу після дії силового поля [3, 4].

Втім питання застосування охолоджуючої рідини при тонкому шліфуванні нових композиційних матеріалів має вирішуватись у комплексному поєднанні з призначенням режимів різання, які також повинні забезпечити мінімальну шорсткість поверхні оброблення нових високошвидкісних деталей тертя, що є важливим показником якості і суттєво впливає на параметри зношування при їх роботі і довговічності відповідних вузлів, зокрема, ротаційних поліграфічних машин типу КВА «Rapida - 105», Heidelberg Speedmaster SM 102 FPL, Star Binder 1509 та ін.

Аналіз табл. 4 показує, що глибина наклепаної зони залежність від зернистості інструменту, зменшуючись від 20 мкм (при розмірі зерна 50 – 55 мкм) до 5 мкм (при розмірі зерна 7 – 14 мкм).

Таким чином, на основі наведених експериментальних досліджень, можна дійти висновку, що при тонкому абразивному шліфуванні нових композитних сплавів відбуваються складні процеси зміцнення та відпочинку тонкого шару поверхонь тертя нових підшипників ковзання, які впливають на показники стійкості та довговічності. Знання закономірностей утворення наклепу дозволяє технологам промислових підприємств створювати технологічні процеси, які враховують вплив складу абразивного інструменту на параметри якості композитних самозмащувальних деталей тертя, що дозволяє оптимізувати режими різання, створювати ефективні технологічні процеси для виробництва та отримувати високі параметри якості конструкційних деталей різного призначення.

Висновки

1. Дістало подальшого розвитку дослідження особливостей абразивного оброблення нових композиційних матеріалів, синтезованих на основі утилізованих та регенерованих шліфувальних відходів інструментальних сталей з точки зору формування у поверхневих шарах шліфованих поверхонь параметрів якості з мінімізацією спотворень вихідних властивостей металу внаслідок дії силового та температурного полів.

2. Показано, що на параметри наклепу поверхневого шару суттєво впливають матеріал зерна абразиву, зернистість шліфувального круга та тип зв'язки абразивного інструменту, а також такий технологічний фактор, як застосування для оброблення змащувально-охолоджуючої рідини.

3. Найкращі показники параметрів наклепу, а саме мінімальні спотворення II-го роду, мінімальна мікротвердість та ступінь наклепу, а також мінімальна глибина утворення наклепу у шарі поверхні оброблення деталі забезпечують абразивні інструменти з карбіду кремнію зеленого (63С) зернистістю 14–20 мкм на гліфталевій зв'язці.

4. Для забезпечення необхідних умов з якості поверхневого шару (параметри наклепу, шорсткість поверхні оброблення) абразивне шліфування деталей з нових композиційних матеріалів необхідно виконувати із застосуванням тонких режимів

різання, а саме для плоского однопрохідного шліфування периферією круга: швидкість круга 22 м/с, швидкість виробу (поздовжня подача) – 2 м/хв., глибина різання – 2 мкм, охолодження – 3 % розчин содової емульсії.

5. Подальші дослідження процесу тонкого абразивного шліфування нових композитних деталей будуть спрямовані на всебічне вивчення характеру залишкових напружень у поверхневому шарі оброблення, зокрема, величини напружень, їх знаку (розтягу чи стискання) та глибини залягання. Це дасть можливість виконати комплексний аналіз властивостей поверхні деталі з урахуванням вимог подальшого підвищення термінів служби деталей тертя та друкарських машин в цілому.

Література

1. Roik T., Rashedi A., Khanam T., Chaubey A., Balaganesan G., Ali S. Structure and properties of new antifriction composites based on tool steel grinding waste//Journal «Sustainability» MDPI Open Access Publishing, 2021, Volume 13, Issue 16, No 8823, pp. 1–10, published 6th August 2021, Basel, Switzerland, ISSN 2071-1050, <https://doi.org/10.3390/su13168823>, <https://www.mdpi.com/2071-1050/13/16/8823/pdf>.

2. Роїк Т. А., Віцюк Ю. Ю. Антифрикційний композиційний матеріал на основі шліфувальних відходів інструментальної сталі для деталей друкарських машин//Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». –Луцьк. –Вип. 68, 2019. – С.79–85. DOI:10.36910/6775.24153966.2019.68.12, https://eforum.lntu.edu.ua/index.php/naukovi_notatky/article/view/254/238.

3. Шліфування і доводка зносостійких антифрикційних композитних деталей друкарських машин: монографія/[А. П. Гавриш, П. О. Киричок, Т. А. Роїк, Ю. Ю. Віцюк, В. Г. Олійник]. – ч. 2. – К.:Видавничий дім „АртЕк”, 2019. – 132 с., ISBN 978-617-7674-76-3. <https://ela.kpi.ua/handle/123456789/42300>.

4. Шліфування і доводка зносостійких антифрикційних композитних деталей друкарських машин: монографія/[А. П. Гавриш, Т. А. Роїк, О. А. Гавриш, П. О. Киричок, Ю. Ю. Віцюк, В. Г. Олійник]. – ч. 3.– К.: Видавничий дім „АртЕк”, 2021.–202 с., ISBN 978-617-7814-80-0. <https://ela.kpi.ua/handle/123456789/41909>.

5. Scientific Foundations of Solving Engineering Tasks and Problems: Collective monograph /[Demchyna B., Vozniuk L., Surmai M., Hladyshev D., Babyak V.]– etc. –International Science Group. – Boston : Primedia eLaunch, USA, 2021. 758 p.// Chapter “Mechanical Engineering And Mechanical Engineering”. [Roik T., Gavrysh O., Gavrysh Ju.] Surfaces’ roughness of composite bearings based on grinding waste for printing machines units at fine cubonite grinding, International Science Group. – Boston : Primedia eLaunch, USA, 2021. p.p. 565–576, Library of Congress Cataloging-in-Publication Data ISBN - 978-1-63848-664-0, DOI 10.46299/ISG.2021.MONO.TECH.II. URL: <https://isg-konf.com>, <https://isg-konf.com/uk/scientific-foundations-of-solving-engineering-tasks-and-problems-technical-sciences-ua/>.

6. Findings of modern engineering research and developments: Scientific monograph. Riga, Latvia: «Baltija Publishing», 2022. 554 p./Chapter-Roik T. A., Gavrysh O. A., Vitsiuk Iu. Iu. Modeling of the composite parts' surface microrelief for printing equipment after magnetic abrasive processing. Edition: Riga, Latvia: «Baltija Publishing», Published: May 9, 2022, pp. 413-436. <http://baltijapublishing.lv/omp/index.php/bp/catalog/book/217>, <https://doi.org/10.30525/978-9934-26-207-4-15>
7. Роїк Т. А., Гавриш О. А., Штефан Є. В., Шостачук О. П. Вплив абразивного інструменту та режимів шліфування на рівень контактних температур композиційних самозмащувальних деталей вузлів поліграфічних машин//Технологія і техніка друкарства. – №4 (70). – 2020, С. 53–64. DOI: [https://doi.org/10.20535/2077-7264.4\(70\).2020.239760](https://doi.org/10.20535/2077-7264.4(70).2020.239760).
8. Гавриш А. П., Роїк Т. А., Киричок П. О., Гавриш О. А., Віцюк Ю. Ю. Вплив складу інструменту і режимів тонкого ельборового шліфування на шорсткість поверхонь композитних підшипників ковзання поліграфічних машин// Процеси механічної обробки в машинобудуванні: Зб. наук. праць. – Житомир: ЖДТУ, Вип.. 14. – 2013, С. 16–32. http://nbuv.gov.ua/UJRN/Pmom_2013_14_4.
9. Гавриш А. П., Киричок П. О., Роїк Т. А., Віцюк Ю. Ю. Вплив складу інструменту і режимів тонкого алмазного шліфування на шорсткість поверхонь композитних підшипників ковзання поліграфічних машин//Наукові Вісті НТУУ «КПІ». –№5. –2013, С. 80–86. http://nbuv.gov.ua/ujrn/nvkpi_2013_5_12.
10. Гавриш А.П. Магнітно-абразивна обробка в важкодоступних місцях важконавантажених підшипників ковзання/А.П. Гавриш, Т.А. Роїк, В.А. Ковальов, О.О. Мельник, Ю.Ю. Віцюк// Технологія і техніка друкарства. Київ: НТУУ «КПІ» ВПІ, 2009. – №3 (25). - С. 4–7. <http://ttdruk.vpi.kpi.ua/article/view/57881>, [https://doi.org/10.20535/2077-7264.3\(25\).2009.57881](https://doi.org/10.20535/2077-7264.3(25).2009.57881)
11. Гавриш А.П. Дослідження динаміки магнітно-абразивної обробки спеціальних матеріалів /А.П Гавриш, О.О. Мельник // Вісник Житомирського державного технологічного університету. – 2008. - №1(44) .-С. 15-20. <http://vtn.ztu.edu.ua/article/view/81824>, [https://doi.org/10.26642/tn-2008-1\(44\)-15-20](https://doi.org/10.26642/tn-2008-1(44)-15-20)
12. Новиков М. В. Абразивні матеріали //Енциклопедія Сучасної України: електрон. версія [веб-сайт]/гол. ред.: І. М. Дзюба, А. І. Жуковський, М. Г. Железняк та ін.; ІНМ НАН України, НТШ, Київ: Інститут енциклопед. досл. НАН України, 2006: http://esu.com.ua/search_articles.php?id=42203.
13. Инструменты из сверхтвёрдых материалов/ под. ред. Н. В. Новикова и С. А. Клименко. — Изд. 2-е, перераб. и доп.—М.: Машиностроение, 2014. 608с. ISBN 978-5-94275-703-8. URL: <https://docplayer.ru/40252931-Instrumenty-iz-sverhtverdyh-materialov.html> .
14. Основи теорії різання матеріалів/ Мазур М. П. та ін.; за ред. М. П. Мазура. 3-є вид. перероб. і доп. Львів: Новий Світ, 2000, 2020. 471 с. ISBN 978-966-418-105-8. URL: <http://ns2000.com.ua/wp-content/uploads/2019/11/Osnovy-teorii-rizan.mater.pdf> .

МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ПРОЦЕСУ РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ТЕПЛА В СТАЛЬНІЙ ДЕТАЛІ ПІД ЧАС ПОВЕРХНЕВОЇ МОДИФІКАЦІЇ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ

Гапонова О. П.¹, Жиленко Т.І.¹, Тарельник Н. В.², Жиленко О.І.¹

¹Сумський державний університет

²Сумський національний аграрний університет

Анотація. Запропонована математична модель, що дозволяє описати процес розповсюдження тепла у покритті під час електроіскрового легування металевої поверхні. Під час її побудови враховано, що температура поверхні зміцнюваної деталі залежить від теплофізичних характеристик анода та катода, діаметру електрода, а також від швидкістю переміщення легуючого електрода. Показано, що чим більший діаметр електрода, тим більша температура на межі покриття-основа, а отже краща адгезія покриття. Оптимальною швидкістю переміщення електрода є 0,5-1,5 м/с. Для отримання найкращого зчеплення покриття з основою необхідно використати електрод найбільшого діаметру 4,5 мм у поєднанні із низькою швидкістю переміщення електрода.

Ключові слова: електроіскрове легування, теплопровідність, катод, анод, адгезія, оператор Лапласа.

Вступ

Якість поверхні значно впливає на експлуатаційні властивості деталей. Відомо, що 80-85 % машин виходить з експлуатації внаслідок зношування деталей, і лише 15-20 % - з інших причин [1]. Тому проблема зменшення зносу робочих поверхонь у вузлах тертя підвищення їх надійності та експлуатаційного ресурсу має особливе значення.

Руйнування та зношування деталей машин і механізмів починається, як правило, з поверхні, тому поліпшення її якості нерозривно пов'язане з вирішенням проблеми підвищення експлуатаційних характеристик їх роботи. Найбільш ефективно підвищення якості поверхні, відповідно й експлуатаційних властивостей деталей досягається технологічними методами. Поліпшення захисних та трибологічних властивостей поверхонь деталей можна досягти нанесенням спеціальних покриттів. Це наплавлення твердими та зносостійкими матеріалами [2], лазерна наплавка [3-5], хіміко-термічна обробка (ХТО) [6-7] та ін.

Одним із перспективних методів модифікації поверхні є електроіскрове легування (ЕІЛ). Метод ЕІЛ є одним з найбільш простих і доступних з технологічної точки зору.

В даний час накопичено великий практичний досвід з одержання за допомогою електроіскрового легування різних захисних та зносостійких покриттів [9-11]. Однак досі не було створено узагальненої теорії електроіскрового легування, за допомогою якої можна спрогнозувати властивості покриттів. Таким чином, проведення досліджень, спрямованих на створення спеціальних

покриттів методом ЕІЛ, що мають більш високі показники, і характеризують якість поверхні деталі, а також розробка математичної моделі, за допомогою якої можна спрогнозувати властивості покриттів є актуальним завданням.

Аналіз публікацій

Відомо [12], що високий адгезійний зв'язок покриттів, отриманих методом ЕІЛ, з основою пояснюється як інтенсивним перемішуванням матеріалів електродів у рідкій фазі, так і дифузією матеріалу анода в катод у твердій фазі. Підтвердженням проходження дифузійних процесів є наявність дифузійної зони між білим шаром і основою. Ця зона не нагрівається вище температури солідусу і не взаємодіє безпосередньо з навколишнім середовищем. Тому причиною її утворення може бути термічний вплив імпульсного розряду і дифузійне проникнення елементів анода і катода.

В літературі [13] процес формування покриття при ЕІЛ пов'язують з теплообміном між електродами. У роботах дослідників [14, 15] розглянуті деякі математичні моделі визначення температурного поля в поверхневому шарі катода в процесі ЕІЛ. Однак зазначені моделі не враховують ряд факторів і складні у реалізації.

Широко відомий напрямок технологічної теплофізики Рикаліна Н.М., заснований на теорії теплопровідності методу джерел теплоти [16]. Щодо теплопровідності твердих тіл найбільш універсальною функцією Гріна є розв'язок Кельвіна – фундаментальний розв'язок рівняння теплопровідності, що описує розподіл температури в необмеженому твердому тілі, що відбувається після виділення кінцевої кількості теплоти у вигляді миттєвого точкового джерела. Також було сформульовано основні положення теореми про розщеплення просторового процесу теплопровідності на ортогональні складові, що дозволило отримувати функцію Гріна для обмежених тіл із досить складними умовами теплообміну на граничних поверхнях [16]. Теорія розщеплення полягає в тому, що процес теплопровідності в тілі, що описується лінійним диференціальним рівнянням, розщеплюється на незалежні ортогональні складові за наступних умов:

- а) тіло сприймається як ортогональний перетин простіших тіл;
- б) диференціальний оператор є сумою незалежних операторів, що описують процеси в тілах перетину;
- в) крайові умови – незалежні умови для відповідних складових процесів;
- г) інтенсивність джерела теплоти виражається добутком ортогональних складових.

Після дотримання цих умов розв'язок диференціального рівняння може бути представлений добутком розв'язків рівнянь, що описують відповідні складові процесу [17].

Метою роботи є розробка математичної моделі визначення залежності температури від швидкості переміщення електроду при ЕІЛ у поверхневому

шарі оброблюваного матеріалу з метою оцінки міцності зв'язку між покриттям та основою.

Математична модель

Опишемо математичну модель процесу розповсюдження тепла у виробі за допомогою оператора Лапласа:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \Delta(T) \quad (1)$$

де T – температура точки на даний момент часу, x, y, z – координати точок $x \in R, y \in R, z \in R, t$ – час; α – коефіцієнт температуропровідності через незначне відхилення температури підкладки від температури плавлення.

За початок відліку вважатимемо температуру навколишнього середовища.

Граничні умови:

Умова руху джерела тепла (швидкість переміщення електроду при ЕІЛ) відносно поверхні підкладки

$$\lambda \frac{\partial \theta}{\partial y} = q_2 + q_3,$$

Температура верхньої межі

$$\theta = T_{mel} \quad (2)$$

$$q_2 = \frac{W}{S_e} \cdot K_2 \quad (3)$$

$$q_3 = L_{fe} \cdot m_e \quad (4)$$

$$K_2 = 1 - \frac{2}{p+1} \quad (5)$$

$$p = \sqrt{\frac{\Lambda_e C_e \rho_e}{\Lambda C P}} \quad (6)$$

де W – потужність розряду при ЕІЛ; S_e – площа перерізу електрода; L_{fe} – прихована теплота плавлення матеріалу електрода; m_e – маса наплавленого в одиницю часу матеріалу електрода; $\Lambda_e, C_e, \rho_e, \Lambda, C, P$ – коефіцієнти теплопровідності, теплоємності та щільності відповідно електрода і виробу.

Гранична умова першого роду.

$$\theta(x, y, z, \tau) = 0, \tau = 0.$$

Дані граничні умови дають можливість переходу від обмежених розмірів тіла до необмежених.

Рівняння миттєвого джерела тепла [18]:

$$\theta(x, y, z) = \frac{Q}{4\pi\lambda R} e^{-R/2\omega} \quad (7)$$

λ, ω є коефіцієнтами температуропровідності та теплопровідності твердих тіл,

$$R = \sqrt{(x_0 - x)^2 + (y_0 - y)^2 + (z_0 - z)^2} \quad (8)$$

x_0, y_0, z_0 – координати джерела.

Оскільки тепловиділення відбувається з джерела (електрода), яке має круглу форму, то необхідно враховувати його діаметр D та зміщення від початкового місця a .

Тоді рівняння (8) набуде вигляду

$$\theta = \frac{Q}{2\pi\lambda} \cdot F(v), \quad (9)$$

де v – швидкості руху джерела.

Отже рівняння (9) описує розповсюдження тепла в сталій деталі під час поверхневої обробки методом електроіскрового легування електродом циліндричної форми залежно від швидкості руху електрода. Це рівняння дає змогу оцінити характер розповсюдження тепла в покритті, що впливає на дифузійні процеси і, відповідно, на адгезію покриття. Розрахунки показали, що швидкість джерела майже не впливає на підвищення температури поверхні при значеннях близьких до 4 см/с. Тому для отримання найміцнішого покриття, необхідно, щоб швидкість джерела знаходилась у межах 0,5 - 1,5 см/с.

Висновки

1. Дана модель дає можливість визначити кількість теплових процесів на поверхні виробу для отримання міцного зчеплення покриття-основа під час ЕІЛ.

2. Представлене застосування теореми про розщеплення для опису математичної моделі.

3. Під час побудови математичної моделі було враховано, що температура поверхні зміцнюваної деталі залежить від теплофізичних характеристик анода та катода, діаметру електрода, а також від швидкістю переміщення легуючого електрода.

4. Показано, що чим більший діаметр електрода, тим більша температура на межі покриття-основа, а отже краща адгезія покриття.

5. На температуру межі покриття-основа також впливає швидкість швидкість переміщення електрода при ЕІЛ. Оптимальною є швидкість 0,5-1,5 м/с.

6. Для отримання найбільш міцного покриття необхідно використати електрод найбільшого діаметру у поєднанні із низькою швидкістю переміщення електрода при ЕІЛ.

Література

1. Проблемы и перспективы нанесения антифрикционных покрытий на вкладыши подшипников скольжения / В. С. Марцинковский, В. Б. Тарельник, А. В. Плякин. *Международная научно - техническая конференция ТЕРВИКОМ-20117 Международный форум "НАСОСЫ-2011"*. 2011. С.1-14.

2 Стороженко М. С., Уманский О. П., Тамаргазин О. А. Підвищення зносостійкості сталі 30ХГСА електроіскровим легуванням композитами на основі TiB₂-SiC. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2010. № 4 (71). С. 21–25.

3. Performance properties of electro-spark deposited carbide-ceramic coatings modified by laser beam / N. Radek, K. Bartkowiak. *Physics Procedia*. 2010. Vol. 5, Part A. P. 417-423.

4. Laser Texturing of Sliding Surfaces of Bearings and Pump Seals / B. Antoszewski, V. Tarelnyk. *Applied Mechanics and Materials*. 2014. Vol. 630. P. 301-307. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.630.301>.

5. Utilization of the UV laser with picosecond pulses for the formation of surface microstructures on elastomeric plastics / B. Antoszewski, S. Tofil, M. Scendo, W. Tarelnik. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering (HERVICON+PUMPS-2017)*. 2017. Vol. 233. P. 012036. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/233/1/012036>

6. Effects of Gas Nitriding on the Mechanical and Corrosion Properties of SACM 645 Steel / Shu-Hung Yeh, Liu-Ho Chiu, Heng Chang. *Engineering, Scientific Research Publishing*. 2011. Vol. 9(3). P. 942-948.

7. Ion and Gas Nitriding Applied to Steel Tool for Hot Work X38CrMoV5 Nitriding Type: Impact on the Wear Resistance / S. Ben Slima. *Materials Sciences and Applications, Scientific Research Publishing*. 2012. Vol. 9(3). P. 640– 644.

8. Ecologically Safe Process for Sulfo-Aluminizing Steel Parts / L. D. Plyatsuk, V. B. Tarelnyk, Cz. Kundera, O. V. Radionov, O. P. Gaponova. *Journal of Engineering Sciences*. 2018. Vol. 5, Issue 1. P. C 16–C 20. URL: [https://doi.org/10.21272/jes.2018.5\(1\).c4](https://doi.org/10.21272/jes.2018.5(1).c4).

9. Tarelnik V. B., Martsinkovskii V. S., Zhukov A. N. Increase in the Reliability and Durability of Metal Impulse End Seals. Part 1. *Chemical Petroleum Engineering*. 2017. Vol. 53, Issue 1–2. P. 114–120. URL: <https://doi.org/10.1007/s10556-017-0305-y>.

10. Tarelnik V. B., Martsinkovskii V. S., Zhukov A. N. Increase in the Reliability and Durability of Metal Impulse Seals. Part 2. *Chemical Petroleum Engineering*. 2017, July. Vol. 53, Issue 3–4. P. 266–272. URL: <https://doi.org/10.1007/s10556-017-0333-7>.
11. Ivanov V. I., Konevtsov L. A., Verkhoturov A. D. Effect of the physico-chemical properties of refractory compounds and hard alloys on their erosion in electric spark alloying. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. 2019. T. 55, № 3. С. 241–250.
12. Гитлевич А. Е., Михайлов В. В., Парканский Н. Я., Ревутский В. М. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Кишинев : Штинца, 1985. С. 145.
13. Моделирование температурного поля поверхности при электроискровом легировании металлов / В. Д. Власенко [и др.]. *Инженерные технологии и системы*. 2019. Т. 29, № 2. С. 218–233. DOI: <https://doi.org/10.15507/2658-4123.029.201902.218-233>
14. Vlasenko V.D., Kolisova M.V. Modeling of the temperature field on the cathode's surface during electrophysical impact. *Contemporary Engineering Sciences*. 2016. 9(6). P. 249-256. DOI: <https://doi.org/10.12988/ces.2016.611>
15. Single spark analysis of electro-discharge deposition process / B.Muralidharan, H. Chelladurai, P. Singh, M. Kumar. *Materials and Manufacturing Processes*. 2016. 31(14). P. 1853-1864. DOI: <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1127936>
16. Рыкалин Н.Н. Об условии расщепления решений линейного параболического уравнения на ортогональные составляющие. *ДАН СССР*. 1959. Т. 125. № 3. С. 519-522.
17. Thermo-conduction equation fission method at thermophysic task solutions arising up at mechanical treatment / Ya.I. Baratz, L.R. Milovanova. *Вестник СГТУ*. 2010. № 1 (44). С. 28-34.
18. Резников А.Н. Теплофизика резания. М.: Машиностроение. 1968. 290 с.

КРИТЕРІЇ ВИБОРУ ТЕХНОЛОГІЇ НАНЕСЕННЯ БАБІТОВИХ ПОКРИТТІВ ПІДШИПНИКІВ КОВЗАННЯ РОТОРНИХ МАШИН

Тарельник В.Б., д.т.н., професор, Пирогов В.О., аспірант,
Сумський національний аграрний університет

***Анотація.** В роботі запропоновано фізично обґрунтовану математичну модель процесу зносу бабітових покриттів, яка дозволяє вирішувати як пряму задачу – визначати ваговий знос за відомою роботою тертя, так і зворотню – знаходити необхідну роботу тертя для отримання зносу. Розроблено методику визначення констант рівняння зносу: енергії активації і максимального вагового зносу, які можуть бути критеріями вибору найбільш раціональної технології нанесення бабітового покриття.*

***Ключові слова:** підшипники ковзання, бабітові покриття, знос, математична модель, електроіскрове легування, константи рівняння зносу.*

CRITERIA FOR CHOOSING THE TECHNOLOGY OF APPLYING BABITE COATINGS TO SLIDING BEARINGS OF ROTOR MACHINES

Tarelnyk V.B., DrSc, professor, Pirogov V.O., PhD student,
Sumy National Agrarian University

***Abstract.** In the paper is proposed a physically based mathematical model of the babbitt coatings wear process, which allows solving both the direct problem of determining weight wear based on the known work of friction, and the inverse problem of finding the necessary work of friction to determine wear. A technique for determining of the wear equation constants: activation energy and maximum weight wear, which can be criteria for choosing the most rational technology for applying a babbitt coating, has been developed.*

***Key words:** sliding bearings, babbitt coatings, wear, mathematical model, electro-spark alloying, wear equation constants.*

Вступ

Більшість відповідальних деталей і вузлів роторних машин (компресорів, насосів, турбін та інших машин) працюють при високих швидкостях, навантаженнях і температурах, а також в умовах корозійного, абразивного та інших видів впливу робочих серед.

Рішення проблеми, пов'язаної зі збільшенням термінів їх служби, безпосередньо залежить від підвищення зносостійкості і надійності вузлів тертя. При великій різноманітності умов роботи деталей найбільш навантаженим у них є поверхневий шар. Тому реальний ресурс роботи машини напряму залежить від несучої здатності поверхні деталей, яка визначає якість їх поверхневого шару. Таким чином, створення поверхневих шарів з особливими властивостями для

умов тертя ковзання, в даному випадку підшипників ковзання (ПК), є актуальною задачею.

За статистикою до 32% відмов роторних машин, що експлуатуються в різних галузях України, відбуваються через порушення роботи бабітових ПК, найчастіше це пов'язано з руйнуванням та зношуванням антифрикційного шару вкладишів підшипників, що призводить до динамічної нестійкості роботи обладнання. Вихід з ладу підшипників ковзання за нормальних умов експлуатації є наслідком різних видів зношування: кавітація, абразивне зношування, зношування внаслідок пластичної деформації, втомне зношування. У зв'язку з цим проблема підвищення робочих характеристик та ресурсу роботи бабітових підшипників ковзання є важливою і потребує негайного вирішення.

Аналіз публікацій

Стійкість до зносу антифрикційного шару залежить від режиму роботи та конструкції ПК, фізичних властивостей з'єднання шару з основою, жорсткості валу та постелі під підшипниками.

Надійність ПК значною мірою залежить від якості їх виготовлення, а також проведення монтажних і ремонтних робіт, виконання усіх вимог конструкторської й технологічної документації.

Якість поверхневого шару ПК залежить від матеріалу покриття, методу його нанесення, додержання технологічного процесу та ін. Найбільш широко при виготовленні вкладишів підшипників (ВП) використовують антифрикційні сплави на олов'яній і свинцевій основі (бабіти). Бабіти складаються з м'яких металів Sn, Pb, Cd, Sb, Zn і характеризуються наявністю твердих структурних складових у пластичній матриці. Залежно від конструкції ПК бабіт наносять як на криволінійні (рис. 1, *а, б*), так і на плоскі поверхні (рис. 1, *в*) [1].

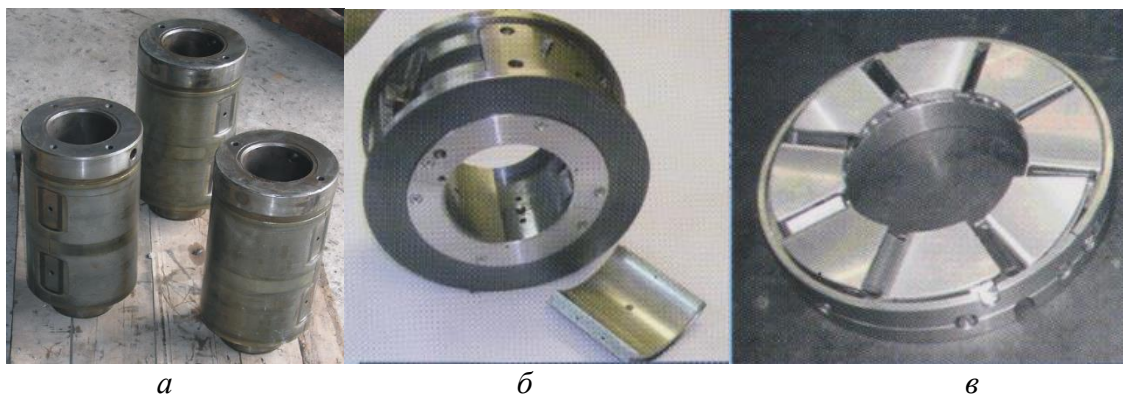


Рисунок 1 – Конструктивні елементи ПК із бабітовим покриттям:

а – зовнішня поверхня опорних пальців зубчастих коліс; *б* – внутрішня поверхня вкладишів опорних ПК; *в* – плоска поверхня упорного ПК

Основні вимоги до антифрикційних сплавів визначаються умовами роботи ПК. Ці сплави повинні мати достатню жорсткість, але не дуже високу,

щоб не викликати сильного зносу валу; порівняно легко деформуватися під впливом місцевих напруг; утримувати мастильний матеріал на поверхні; мати малий коефіцієнт тертя між валом та підшипником. Крім того, значною мірою на працездатність ПК впливає якість зчеплення антифрикційного бабітового шару з підкладкою.

Істотним недоліком бабітів є те, що з підвищенням температури знижуються всі показники механічної міцності, особливо опір втоми.

Зазначені явища мають місце у разі порушення нормальної роботи ПК через: перевищення несучої здатності (допустимого навантаження на підшипник) збідненого мастила; недостатнього охолодження олії; неякісної олії; попадання в мастило абразивних включень; підвищеної механічної вібрації валу.

Однією із суттєвих причин виходу ПС з ладу є неякісна заливка бабіту (рис. 2, а) (погане приставання бабіту до поверхні вкладиша, пористість та ін.) і, як наслідок, неможливість формування масляного клину [2].



а



б

Рисунок 2 – Неякісна заливка бабітового шару ПК (а) і перевірка якості адгезії антифрикційного шару методом кольорової дефектоскопії (б).

Якість прилягання бабіту до корпусу вкладиша, як правило, перевіряють методом кольорової дефектоскопії (рис. 2, б). Існують і інші методи: перевірка ультразвуком, візуальний огляд, шляхом обстукування легким молотком, зануренням на 1,5-2,0 години у ванну з гасом, з наступним протиранням насухо і видавлюванням гасу або бульбашок повітря пальцями, та ін.

Зі сказаного вище, що причиною зниження довговічності ПК є фактори, що формуються як на стадії виготовлення, так і при експлуатації.

Більшість способів формування поверхонь бабітових ПК слід розглядати як альтернативні. Один і той самий матеріал покриття може бути нанесений декількома способами. При цьому можуть відрізнятися як властивості покриття, так і витрати на його нанесення.

Зазвичай бабіти заливають на підігріті вкладиші (250 °С) за температури 450-480 °С. Найчастіше застосовують відцентрове заливання. Заливають також у кокіль під тиском, товщина заливки в підшипниках 1-3 мм² [3].

Як правило, перед заливкою бабітів поверхня сталевго вкладиша піддається лудженню. Перехідний шар, що зумовлює міцний металевий зв'язок, при цьому відсутній, що негативно впливає на якість заливки бабіту, теплопровідність та працездатність підшипника загалом.

Необхідно відзначити, що зі зменшенням товщини антифрикційного бабітового шару збільшуються його механічні властивості. Найменша товщина заливки допускається 0,25–0,4 мм.

В останні роки для виготовлення та ремонту ПК отримали застосування декілька нових методів: газотермічне напилення, гальванічне нарощування, штамповка в температурному інтервалі кристалізації [4-6].

Для нанесення антифрикційних покриттів досить перспективним є метод електроіскрового легування (ЕІЛ), який все ширше використовується в промисловості. В [7] був запропонований спосіб нанесення антифрикційного бабітового покриття на сталіні вкладиші ПК, який включає нанесення на поверхню вкладишів електроерозійного покриття з м'якого матеріалу (міді, олов'яної бронзи, або олова) методом ЕІЛ. На отримане покриття наносять електроерозійне покриття з олов'яно-сурм'яного бабіту, після чого виконують ЕІЛ графітовим електродом. В результаті на поверхні вкладишів ПК отримують антифрикційне бабітове покриття, що забезпечує підвищення якості вкладишів, їх несучу та навантажувальну здатність, а також надійність та довговічність.

Розробка та впровадження ефективних технологій формування покриттів зумовлена, з одного боку, необхідністю економії дорогих легуючих елементів матеріалу, що наносять, а з іншого – вже наявними умовами експлуатації деталей.

Формування методом ЕІЛ проміжного шару з міді, міцно зчепленого, з одного боку, зі сталевго підкладкою, а з іншого - з шаром олова (утворення твердих розчинів заміщення) та бабіту, забезпечує більш міцне зчеплення сталевго підкладки з бабітом, а також більш інтенсивне відведення тепла із зони тертя [1].

Результати досліджень та їх обговорення

Враховуючи, що методів формування на вкладишах ПК бабітових покриттів існує велика кількість і важко без проведення додаткових порівняльних досліджень визначити який з них більш раціональний, з'являється гостра необхідність у створенні математичної моделі, яка б пов'язувала експлуатаційні параметри в яких працює ПК (швидкість ковзання, питомий тиск, навантаження на колодку, умови змащення і ін.) і параметри, які визначають зношування поверхні бабітового покриття (ваговий знос – $\Delta m_{\text{бп}}$, лінійний знос – $\Delta h_{\text{бп}}$). Порівняння параметрів зносу дозволить вибрати більш раціональний спосіб формування бабітового покриття, тобто здійснити спрямований їх вибір.

Система тертя є істотно термодинамічною, а закономірності перетворення енергії із зовнішньої механічної в енергію внутрішніх процесів визначаються

структурним станом матеріалів, видом кристалічних решіток і фізико-хімічною дією мастильних середовищ.

Багато властивостей тіл пов'язані зі зміною їхньої вільної енергії при зовнішньому впливі, яка, своєю чергою, визначає зміну властивостей та розмірів тіла. Величина запасеної енергії та енергоємність є суттєвими технологічними характеристиками, за якими можна судити про досягнуту зміну властивостей або розмірів тіла при заданому вигляді зовнішньої обробки. При практичному виборі технології обробки матеріалів керуються не лише фізико-енергетичними критеріями, що дають основу для визначення ефективності, а й інженерно-економічними.

Таким чином, з вищесказаного слід, що основними при оцінці того чи іншого методу досягнення необхідної якості поверхневого шару виробу повинні бути енергетичні та економічні критерії. Нижче розглянемо енергетичні критерії, що надають визначальний вплив на зносостійкість сформованих різними технологіями поверхневих шарів.

Перевага енергетичного підходу перед іншими полягає у можливості оцінити інтегральний вплив всіх численних факторів на процеси тертя та зношування і опису їх за допомогою енергетичних критеріїв.

Так як великі механічні навантаження, що виникають при зовнішньому терті, призводять до різкої зміни фізико-механічних властивостей поверхневих шарів та їх корінної трансформації (механічна енергія стимулює хімічні реакції), то за критерій зношування можна прийняти енергію активації процесу зносу.

Якщо припустити, що під впливом зовнішнього напруження, що додається до покриття, енергія зв'язку знижується на величину енергії деформації, то оскільки розрив зв'язку окремих частинок з поверхнею покриття є дискретною стадією процесу активації в період зносу, то різниця розглядається як енергія активації процесу зносу.

Для отримання достовірної інформації про правильність обраного способу зміцнення поверхневого шару виробу нам необхідна математична модель зносу сформованих покриттів, що зв'язує величину зношування поверхні з роботою витраченої на тертя та енергією активації процесу зношування.

Нами, в умовах нормального тертя та зношування, проводились порівняльні випробування на знос бабітових покриттів, сформованих різними технологіями приведеними в табл. 1. Тобто: 1-надзвукове напилення; 2-відцентрове заливання; 3-відцентрове заливання з перехідним шаром з міді; 4-наливне заливання; 5-наливне заливання з перехідним шаром з міді; 6-метод ЕІЛ.

Зносостійкість покриттів визначалася на машині тертя СМЦ-2 за схемою диск - колодка. Перед кожним іспитом на диск зі сталі 40Х капали одну каплю турбінного мастила Т-22. Швидкість ковзання становила 0,78 м/с, питомий тиск – 5,0 МПа, навантаження на колодку – 1000 Н, тривалість випробувань – 8 год, що відповідало шляху тертя 22,5 км. Після приробітку колодки для визначення інтегрального зносу всієї поверхні перед випробуванням зважували

на аналітичних вагах ВЛА-200 з точністю до 0,0001г, встановлювали на машину і проводився експеримент. Після кожних 2-х годин знімали свідчення ваги.

Крім того, в процесі роботи вимірювали момент тертя, контролювали швидкість ковзання та навантаження у зоні тертя. В результаті проведення експериментальних досліджень було отримано величини вагового зносу зразків, які представлено в табл. 1.

Таблиця 1 – Ваговий знос зразків бабітових покриттів, нанесених різними способами

№ п/п	Метод нанесення	Величина вагового зносу, Δm , кг 10^{-3} при тривалості випробування, год			
		2	4	6	8
1	Надзвукове напилення.	0,034	0,044	0,050	0,056
2	Відцентрове заливання.	0,027	0,036	0,041	0,046
3	Відцентрове заливання з перехідним шаром з міді.	0,026	0,034	0,037	0,041
4	Наливне заливання.	0,025	0,032	0,035	0,038
5	Наливне заливання з перехідним шаром з міді.	0,023	0,029	0,031	0,033
6	Метод ЕІЛ.	0,018	0,023	0,024	0,025

За отриманими даними будуємо графіки залежності зносу від часу роботи тертя для кожного методу (рис. 3).

Роботу тертя за одну годину для кожної пари тертя можна визначити за формулою

$$A_{\text{тр}} = f_{\text{тр}} \cdot P \cdot V \cdot t,$$

де $f_{\text{тр}}$ – коефіцієнт тертя; P – навантаження на колодку; V – швидкість ковзання; t – час випробування (3600 с).

Слід відзначити, що коефіцієнт тертя для покриття (1), сформованого методом надзвукового напилення складає $\sim 0,046$, а для усіх інших $\sim 0,040$.

Таким чином, робота тертя за 1 годину становитиме:
для покриття 1

$$A_{\text{тр}} = 0,046 \cdot 1000 \cdot 0,78 \cdot 3600 = 129168 \text{ Дж};$$

для інших

$$A_{\text{тр}} = 0,040 \cdot 1000 \cdot 0,78 \cdot 3600 = 112320 \text{ Дж}.$$

Залежність вагового зносу бабітових покриттів, сформованих різними технологіями, від тривалості випробування від оберненої роботи тертя ($A_{\text{тр}}^{-1}$) представлено на рис. 4.

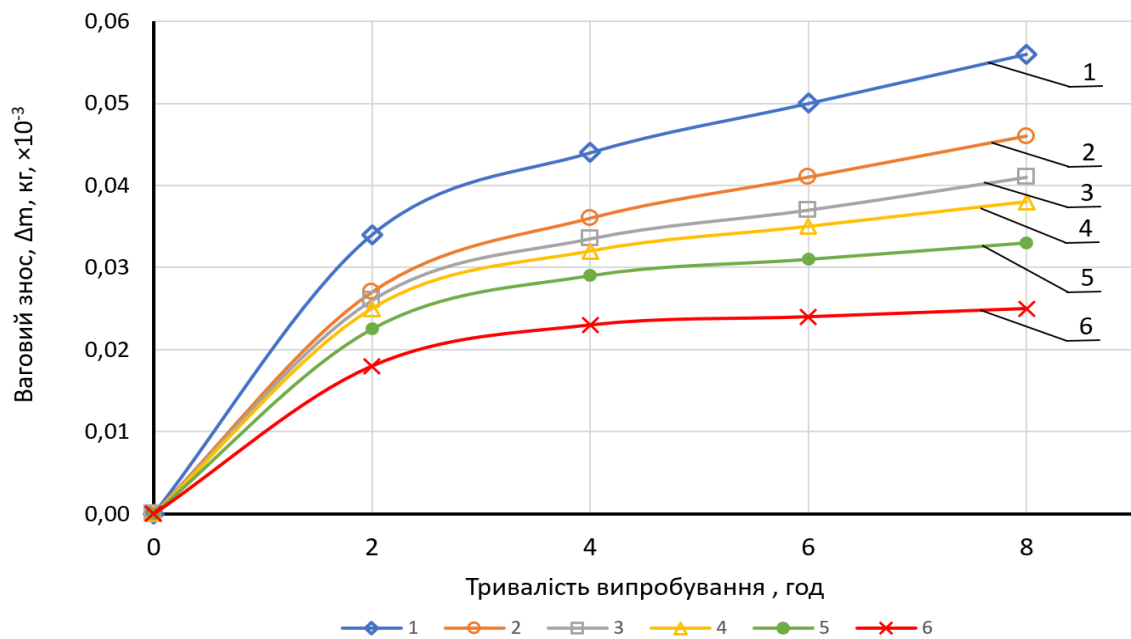


Рисунок 3 – Графік залежності вагового зносу від тривалості випробування, де 1- 6 згідно табл. 1.

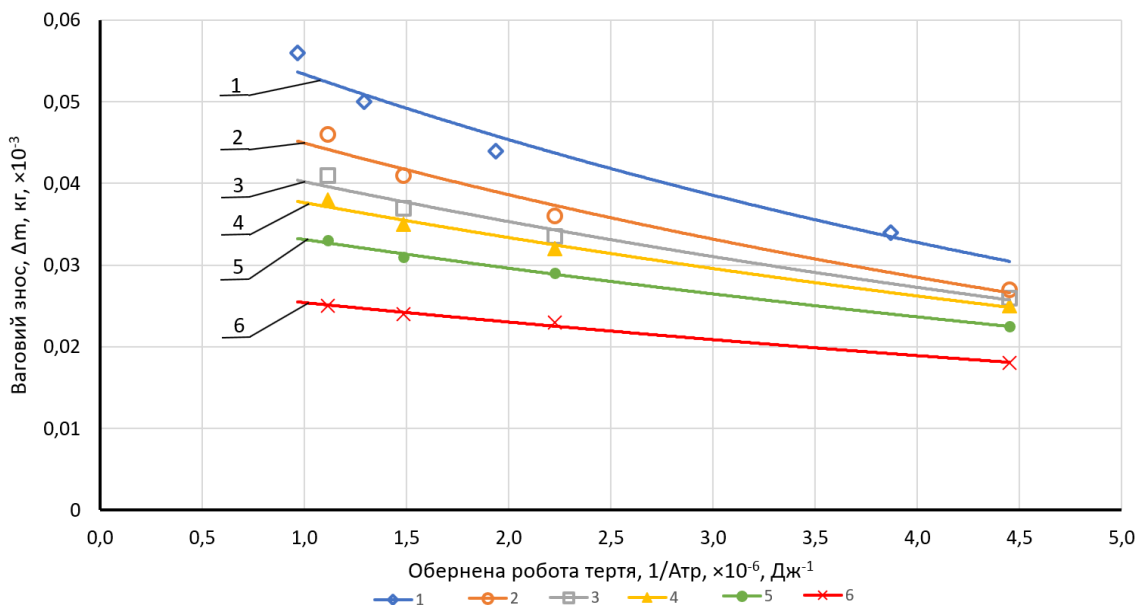


Рисунок 4 – Залежність вагового зносу бабітових покриттів, сформованих різними технологіями від оберненої роботи тертя $A_{тр}^{-1}$, де 1-6 згідно табл. 1.

Аналіз рис. 3 показує, що між роботою тертя $A_{тр}$ і ваговим зносом бабітового покриття $\Delta m_{бп}$ існує зростаюча експоненційна залежність, а між $A_{тр}^{-1}$ і $\Delta m_{бп}$ (рис. 4) убутна експоненційна залежність. Зі збільшенням величини роботи, витраченої на тертя ($A_{тр}$), знос збільшується тим більше, чим більше енергія активації E_A .

З експериментальної залежності $\Delta m_{б.п.}$ від $(-A_{тр})^{-1}$ (убутна експонента), можна зробити висновок, що $\ln \Delta m_{б.п.}$ пропорційно $(-A_{тр})^{-1}$ і величині E_A (рис. 5).

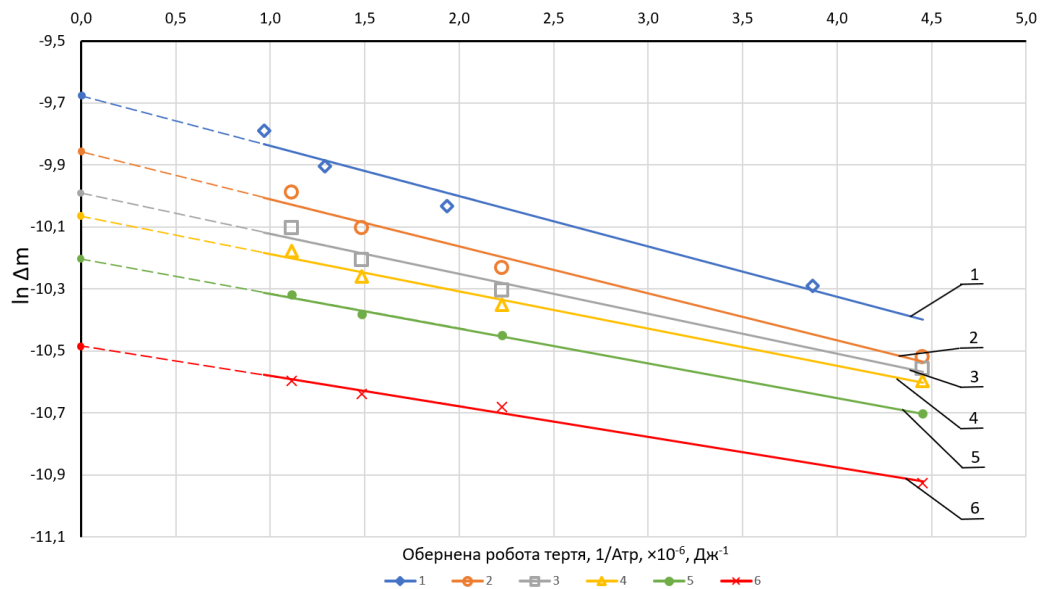


Рисунок 5 – Графіки залежності логарифму вагового зносу від оберненої роботи тертя, де 1- 6 згідно таблиці 1

Тобто

$$\ln \Delta m_{\text{б.п.}} \sim (-A_{\text{тр}})^{-1}, E_A. \quad (1)$$

Переходячи від наближеної рівності до точної

$$\Delta m_{\text{б.п.}} = C \cdot e^{\frac{-E_A}{A_{\text{тр}}}}, \quad (2)$$

де $C = \Delta m_{\text{б.п.макс}}$ – максимально допустимий знос в період встановленого зношування, тоді

$$\Delta m_{\text{б.п.}} = \Delta m_{\text{б.п.макс}} \cdot e^{\frac{-E_A}{A_{\text{тр}}}}. \quad (3)$$

Залежність (3) назвемо рівнянням зносу.

Приймаючи в (3)

$$E_A = A_{\text{тр}} \quad (4)$$

маємо:

$$\frac{\Delta m_{\text{б.п.}}}{\Delta m_{\text{б.п.макс}}} = e^{-1} \quad (5)$$

Звідси E_A - це фізична величина, рівна такій роботі тертя, коли $\Delta m_{\text{б.п.}} = \frac{\Delta m_{\text{б.п.макс}}}{e}$, тобто $\Delta m_{\text{б.п.}}$ в e раз менше $\Delta m_{\text{б.п.макс}}$. Назвемо її константою зносу бабітових покриттів. Розмірність $[E_A] = \text{Дж}$.

Величину роботи тертя, необхідну для здійснення зносу певної кількості речовини ($\Delta m_{\text{б.п.х}}$) можна визначити з рівнянь (3).

Тоді відповідно:

$$A_{\text{тр.}} = \frac{E_A}{\ln \frac{\Delta m_{\text{б.п.х. max}}}{\Delta m_{\text{б.п.х}}}}; \quad (6)$$

Визначення констант рівняння зносу

Найбільшу величину вагового зносу, $\Delta m_{\text{б.п.х. max}}$ – константу рівняння зносу, можна визначити по величині відрізка, що відтинається на вісі ординат точкою перетину продовженої прямої графіка залежності логарифму вагового зносу від оберненої роботи тертя (рис. 5).

Як видно з рисунку, продовження кривої 1 до перетину з віссю ординат (при $1/A_{\text{тр}}=0$) перетинає її в точці -9,68. Таким чином:

$$\ln \Delta m_{\text{б.п.х. max}} = -9,68,$$

$$\Delta m_{\text{б.п.х. max}} = e^{-9,68} = 0,063 \cdot 10^{-3} \text{ кг.}$$

Аналогічно визначаємо максимальний ваговий знос для інших зразків. Отримані результати заносимо в табл. 2.

Друга константа рівняння зносу бабітових поверхонь – енергія активації E_A визначається, як $E_A = \text{tg} \alpha$, де α - кут нахилу прямих залежностей $\ln \Delta m_{\text{б.п.}}$ від $(A_{\text{тр}})^{-1}$.

Результати розрахунку енергії активації (константи лінійного зносу) процесу зносу E_A занесені в табл. 2.

Таблиця 2 – Константи рівняння зносу

Метод зміцнення	$\Delta m_{\text{б.п.х. max}}, \times 10^{-3}, \text{ кг}$	$E_A, \text{ Дж}$
1	0,063	162400
2	0,052	151700
3	0,046	129300
4	0,042	120500
5	0,037	112200
6	0,028	98200

Висновки

1. Запропоновано фізично обґрунтовану математичну модель процесу зносу бабітових покриттів (рівняння зносу), яка дозволяє вирішувати як пряму задачу – визначати ваговий та лінійний знос за відомою роботою тертя, так і зворотну – знаходити необхідну роботу тертя для отримання того чи іншого зносу. Знаючи час досягнення певної величини зносу, з'являється можливість

більш раціональної експлуатації виробів, своєчасно призначаючи час ремонту і не допускаючи до катастрофічного зносу поверхню тертя.

2. В процесі виконання досліджень розроблено методику визначення констант рівняння зносу: енергії активації (E_A), а також максимального вагового ($\Delta m_{б.п.н}$), які можуть бути використані, як критерії вибору найбільш раціональної технології нанесення бабітового покриття.

Література

1. Тарельник В.Б., Марцинковский В.С., Антошевский Б. Підвищення якості підшипників ковзання: Монографія.- Суми: Видавництво „МакДен” 2006.- 233 с.

2. Тарельник В.Б. Исследование прочности сцепляемости баббитового слоя подшипников скольжения с подложкой / В.Б. Тарельник, В.С. Марцинковский, Белоус А.В. // Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства імені Петра Василенка.- Випуск 94.-2010.- С. 102-108.

3. Гаркунов Д. Н.. Триботехника / Д. Н. Гаркунов.- М.: Машиностроение, 1989.- 327 с.

4. Пометун С.К. Опыт ООО «ТСЗП» по увеличению ресурса оборудования методами газотермического напыления / С.К. Пометун // Химическая техника.-2009.-№ 4.- С. 8-9.

5. Лебедева А.П. Восстановление деталей машин / А.П. Лебедева, Т.Н. Погорелова. – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.

6. Н.П. Барыкин, Р.Ф. Фазлыяхметов. Изготовление подшипников скольжения с применением штамповки антифрикционного слоя в условиях кристаллизации и последующей пластической деформации // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2006. №9. С. 27-29.

7. Способ обработки вкладышей подшипников скольжения : пат. 2598737 РФ на изобретение, МПК В23Н 9/00 (2006.01) / Марцинковский В. С., Тарельник В. Б., Дзюба А.В ; заявл. 21.11.2016 ; опубл. 27.09.2016, Бюл. № 27. 22 с.

THE CORROSION RESISTANCE OF HEAT-RESISTANT ALLOYS FOR PARTS OF POWER EQUIPMENT

V.S. Vahrusheva¹, D.B. Hlushkova², V.M. Volchuk¹, T.V. Nosova³,
S.I. Mamhur³,
N.I. Tsokur³, V.A. Bagrov², S.V. Demchenko², Yu.V. Ryzhkov²,
V.O. Scrypnikov¹

¹Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture;

²Kharkiv National Automobile and Highway University;

³Oles Honchar Dnipro National University

Abstract. For the manufacture of parts and assemblies of the turbopump unit of details of power equipment, welded joints with corrosion resistant steels and heat-resistant alloys are used, requiring various modes heat treatment to achieve the required level of mechanical properties. In the manufacture of parts and assemblies of details of power equipment at the machine-building enterprises of Ukraine, it became necessary to replace semi-finished products. It is necessary to replace sheet products from high-alloy alloys ХН67МВТЮ and 06Х15Н6МВФБ with one alloy with a high complex of physical and mechanical characteristics. In the work, as a replacement for the applied heat-resistant alloys, Inconel 718 alloy welded to 316L steel. Samples of welded joints, processed according to the recommended mode, showed increased corrosion resistance.

Keywords: heat-resistant alloy, heat treatment, corrosion resistance.

КОРОЗІЙНА СТІЙКОСТЬ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ЕНЕРГЕТИЧНОГО ОБЛАДНАННЯ

В.С. Вахрушева, Д.Б. Глушкова, В.М. Волчук, Т.В. Носова,
С.І. Мамчур, Н.І. Цокур, В.А. Багров, С.В. Демченко,
Ю.В. Рижков, В.О. Скрипніков

Анотація. Для виготовлення деталей енергетичного обладнання застосовуються зварні з'єднання з корозійно- стійкими сталями та жароміцними сплавами, що потребують різних режимів термічної обробки для досягнення необхідного рівня механічних властивостей. При виготовленні деталей енергетичного обладнання на машинобудівних підприємствах України виникла потреба заміни напівфабрикатів. Необхідна заміна листового прокату з високолегованих сплавів ХН67МВТЮ та 06Х15Н6МВФБ на один сплав із високим комплексом фізико-механічних характеристик. У роботі в якості заміни жароміцних сплавів обраний сплав Inconel 718 у зварному з'єднанні зі сталлю 316L. Зразки зварних з'єднань, які оброблені за рекомендованим режимом, показали підвищену корозійну стійкість.

Ключові слова: жароміцний сплав, термічна обробка, корозійна стійкість.

Introduction

The main operational properties of turbopump engine parts and units (TPA) are heat resistance, long-term durability and corrosion resistance [1–3]. These require-

ments are achieved by selection of materials, technology of their production and subsequent processing. Thermal influences during welding and heat treatment affect the alloy structure and change performance properties. Therefore, the effect of thermal influences on the corrosion resistance of welded joints of the main combinations of materials used in the missile carrier manufacture was studied during the work. Since most parts and assemblies of TPA are soldered and welded in different sequences, the soldering of heat-resistant alloy using band solder after corrosion-resistant steel welding was considered. This work was carried out to study various thermal influences of the soldering process on a welded joint to simulate the conditions for manufacturing real assemblies.

Problem overview

Corrosion is a spontaneous redox process of destruction of metals and alloys due to interaction with the environment. When multicomponent alloys come into contact with an electrolyte (which can be water adsorbed from air), many micro-galvanic pairs appear on the metal surface. In these pairs, atoms of a more active metal (usually Fe) play the role of an anode, and atoms of a less active metal play the role of a cathode. At the cathode, there is a reduction process of O₂ molecules in neutral and alkaline mediums, or of H⁺-ions in an acidic medium [5, 6, 8, 9].

Iron oxides Fe₂O₃ form a loose film does not prevent the penetration of air oxygen and corrosion. Corrosion resistance of steels is achieved by alloying steels with chromium or chromium and nickel [4]. Corrosion-resistant steels can be classified by structural class as ferritic, pearlitic, martensitic and austenitic – depending on the structure after heating the steels in the austenite field and cooling in air [9–13]. The most widely used steels are nickelchromium steels of 12X18H9 and 12X18H9T grades. The structure of these steels is austenitic, both at room temperature and upon heating, i.e. they do not undergo polymorphic transformation. Products made of these steels are subjected to heat treatment, but not for the purpose of hardening (this is impossible, since recrystallization does not occur with a change in temperature), but to increase corrosion resistance due to the chromium enrichment of solid solution [14]. Presence of carbon means that chromium carbides are present in the structure of the annealed steel, which means that not all chromium is in solid solution. Quench hardening at a ~ 1000 °C temperature allows to dissolve the chromium carbides in austenite and to prevent their precipitation during quenching.

Material and methods of the study

The Inconel 718 heat-resistant austenitic alloy of the Fe-Cr-Ni system and the 12X18H10T and SLS 316L corrosion-resistant steels were selected as the materials for the study. Inconel 718 alloy is a heat-resistant nickel alloy of the Fe-Cr-Ni system and is used in details of power equipment for the manufacture of details of power equipment combustion chamber jackets, parts of turbopump assemblies and other

critical duty products [8–12]. The alloy is used in the temperature range from -252.8 to +704.4 °C, and is stable in chemically active gaseous environments at the temperature of up to +980 °C [7]. 316L steel is austenitic structural cryogenic steel. This steel is resistant to corrosion in aggressive environments, as well as to most external influences, it has the ability to maintain the structure integrity during an increase or decrease of temperature [11]. The studied samples of 316L steel were obtained using powder raw materials and additive technology [10]. The studied materials and chemical composition are given in Table 1.

Table 1 – The chemical composition of the investigated alloys

Alloy	Semifabricated product, mm	Chemical composition, %													
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Ti	Mo	W	V	Al	Cu	Fe
Inconel 718	Sheet 3.17	0.03	0.08	0.08	0.0001	0.008	18.24	53.53	0.97	2.99	–	B-0.002	0.51	0.07	17.9
	Filler wire Ø 1.6	0.04	0.06	0.07	0.001	0.008	18.75	53.44	0.98	2.88	–	B-0.004	0.58	0.11	17.8
12X18 H10T	Sheet 3.0	0.05	0.57	0.59	0.002	0.029	17.58	9.05	0.3	0.1	0.023	0.029	–	0.22	Basis
316L	Sheet 3.0	0.03	2.0	1.0	0.003	0.045	16.0	14.05	0.5	3.1	0.023	–	–	–	Basis

Tests and studies were performed on the equipment of a machine-building enterprise. The ICC tests were carried out using the “AM” method in accordance with GOST 6032-89 [7–10]: the welded samples were boiled for 24 h in a sulfuric acid solution with the addition of copper sulfate and copper chips, then the samples were bent by 90 degrees. The bending point was controlled by visual inspection and metallographic method using MBC and Neophot-2 microscopes with magnification up to 200 times 5·10 mm samples for the manufacture of metallographic specimens were cut from the bending sections. Heat treatment was carried out in a CII-1300 heattreatment silit furnace, Г70HX soldering was simulated in accordance with soldering conditions and a standard process, welding was performed with a CAHE-2M welding machine.

Discussion

Weld preparation. Before welding, each workpiece underwent geometry control, magnet check and visual inspection for the presence of oxide scabs and nicks. In accordance with OST 92-1152-75, before welding, each weld edge was cleaned of oxide films formed during heat treatment and degreased with a petroleum solvent.

Welding process. Welded assemblies were welded by manual argon-arc welding in accordance with the recommendations of the Nicrofer manufacturer: I = 140 A, argon consumption: 15 l/min for protection, 5 l/min for blowing. During shielded arc welding, grade 1 argon was used (volume fraction of argon – 99.90%, oxygen – 0.005%, nitrogen – 0.10%, water vapor at 760 mm Hg – 0.03 g/m³).

Weld joint treatment. To remove the oxide film and oxidation tint, the surface of the weld joint and the weld-affected zone was treated to a Rz 40 roughness parameter and all welded joints underwent X-ray control for welding defects. According to the manufacturing process, after welding workpieces were sent for Г70HX band soldering (the solder contains Mg 70%, as well as additional components – nickel, chromium). Soldering was carried out in two modes: – heating to $(950 \pm 10)^\circ\text{C}$, holding for 30 min from the moment of loading into the furnace, cooling to 300°C in the furnace, then in the air; – heating to $(1200 \pm 10)^\circ\text{C}$, holding for 20 min from the moment of loading into the furnace, cooling to 300°C in the furnace, then in the air.

Determination of ICC resistance. To determine the ICC susceptibility, either welded samples or samples after special ICC provoking heat treatment are tested. The provocative treatment conditions depend on the structural class of steel. Standard test methods and standard steels are specified in GOST 6032-89. For new nonstandardized steels, the MCC control method is selected taking into account the environment for which the steel is intended.

The study of welded samples of Inconel 718- stainless steel alloy for ICC resistance was carried out on the steel side. The 316L steel surface in the weld zone was examined in the as-received condition (condition of supply), without surface conditioning. The results of the study are given in Table 2. Etching treatment was carried out using a reagent of the composition: water – 1000 cm³, copper sulfate – 130.0 g, sulfuric acid – 120.0 g. In accordance with the GOST requirements, the sample is considered resistant if the ICC depth does not exceed 0.03 mm. Increased etchability is not considered a defect, but it indicates a tendency for the material to corrode (see Table 2). When identifying ICC using structural etching, it should be noted that grain boundaries are thermodynamically more active and etched more strongly than the rest of the grain surface. Therefore, etched grain boundaries can be mistaken for ICC.

Table 2 – The results of research on intercrystalline corrosion

Sample No.	Material	Heat treatment conditions	ICC depth, mm	Conclusion
132	STS 316L Inconel 718	Soldering imitation 950 °C + aging	No ICC (increased etchability to a 0.33 mm depth)	Resistant
133		Soldering imitation 1200 °C+ aging		
151	12X18H10T Inconel 718	After soldering: Soldering imitation 1210 °C+ aging	0.24	Not resistant
141			0.17 (increased etchability to a 0.23 mm depth)	
2		Soldering imitation 950 °C + aging	0.07 (increased etchability to a 0.14 mm depth)	

Before ICC susceptibility testing, a visual inspection and a metallographic study (with a welded sample surface magnification up to 200 times) on the 316L steel side were performed. It was established that the surface of the samples from the

initial side is rough with the presence of recesses and protrusions of oblong and round shape, the other side is smooth and slightly rough after mechanical cleaning.

During microexamination of sections of the samples No. 132 and 133 intercrystalline corrosion was not detected. From the surface to a depth of 0.33 mm, increased etchability of grain boundaries was observed due to the precipitation of various oxide inclusions. During visual inspection, recesses up to $\square 0.08$ mm were found (Fig. 1) in sections on the initial surface side of samples No. 132 (see Fig. 1,a) and No. 133 (see Fig. 1,b).

Increased etchability of the grain boundaries of 316L steel indicates the ICC susceptibility of the alloy, but it is not definitive. When increased etchability of grain boundaries is detected in the steel structure study, it is important to note its depth. Increased etchability of grain boundaries near the edge of the sample also occurs during electrolytic etching due to the higher current density at the edge.

When examining samples that were soldered at a 1200 °C temperature, it was found that they are less resistant to ICC than those that have been soldered at a 950 °C temperature. Intercrystalline corrosion on 12X18H10T steel samples is shown in Fig. 2. The occurrence of susceptibility to corrosion damage of boundaries when steel is exposed to a corrosive environment is obviously associated with the occurrence of new grain boundary phases or segregations that differ in composition from the average chemical composition of steel.

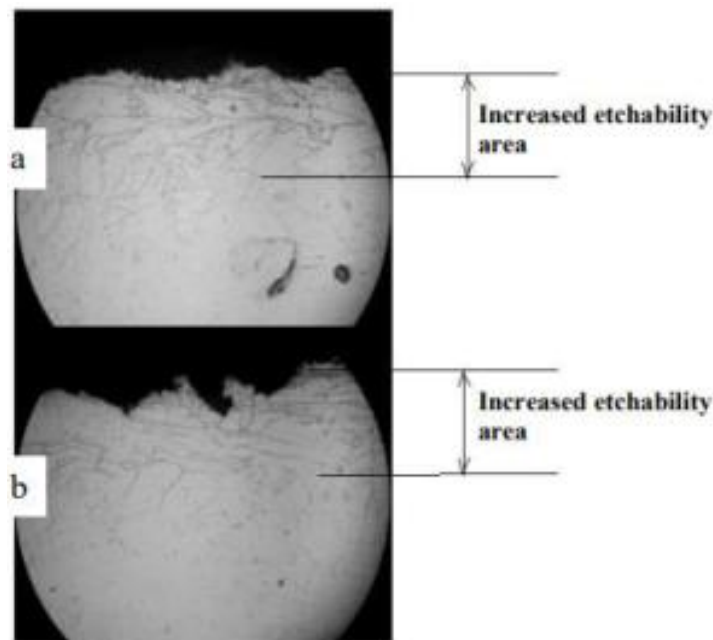


Fig. 1. Increased etchability of grains from the sample surface from the side of steel STS 316L, x200

Grain corrosion areas are clearly visible in Fig. 2, which indicates that 12X18H10T steel is not ICC-resistant after soldering at a 1200 °C temperature. ICC susceptibility occurs as a result of structural heterogeneity of grain boundaries, secondary phase precipitation, depletion or enrichment of adjacent sections of the α -

solid matrix solution of alloying elements, formation of submicro- and microcavities through the drainage and coagulation of vacancies.

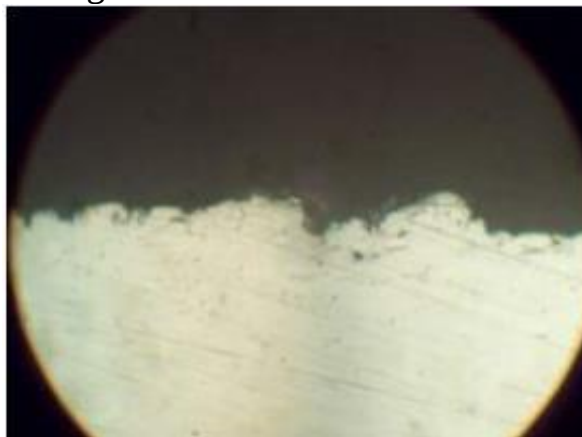


Fig. 2. Intergranular corrosion on steel samples 12X18H10T, x200

Conclusions

1. A comparative study of the ICC susceptibility of Inconel 718-stainless steel alloy welded joints at various soldering temperatures was carried out.
2. The study of welded samples of heatresistant alloy with stainless steel for ICC resistance showed that it is not advisable to use welded joints of Inconel 718 alloy with 12X18H10T steel and 316L steel when soldering in aggressive environments at a 1200 °C temperature.
3. Recommended heat treatment conditions: heating to (950 ± 10) °C, holding for 30 min, cooling to 300 °C in the furnace, then in the air. Welded samples of Inconel 718 alloy with 316L steel, treated in accordance with the recommended heat treatment conditions, showed high ICC resistance.

References

1. L.I. Gladkikh, S.V. Malykhyn, D.B. Glushkova, S.S. D'yachenko, G.P. Kovtun. Residual Stresses and Structure of Titanium and Chromium Nitride Coatings Obtained by a Method of an Ion-Plasma-Enhanced Deposition // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2003, v. 25(6), p. 763-776 (in Russian).
2. V.I. Bolshakov, L.L. Dvorkin. Structure and Properties of Building Materials. Trans Tech Publication, 2016, p. 220.
3. V.P. Kuznecov, V.P. Lesnikov, N.A. Popov. Struktura i svoystva monokristallicheskih jaroprochny'h nikel'ny'h splavov: Uchebnoe posobie. Izdatel'stvo Ural. un-ta, 2016, p. 160 (in Russian).
4. D. Leontiev, O.I. Voronkov, V. Korohodskyi, D. Hlushkova, I. Nikitchenko, E. Teslenko, O. Lykhodii. Mathematical Modelling of Operating Processes in the Pneumatic Engine of the Car: SAE Technical Paper 2020-01-2222, 2020. ISSN: 0148-7191; doi:10.4271/2020-01-2222.

5. D.B. Hlushkova, O.D. Hrinchenko, L.L. Kostina, A.P. Cholodov. The Choice of Material Strengthening of Leading Edges of Working Blades of Turbines // Problems of Atomic Science and Technology. 2018, N 1(113), p. 181-188.
6. Legirovanie splavov na nikelvoy osnove [Alloying nickel-based alloys]. <http://mitalolom.ru/2012/04/13/2-legirovaniesplavov-na-nikelevoj-osnove>. (in Russian).
7. C. Paul, P. Ganesh, S. Mishra. Investigating laser rapid manufacturing for Inconel-625 components // Optics and Laser Technology. 2007, v. 39(4), p. 800-805.
8. G. Ram, A. Reddy, K. Rao. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds // Journal of Materials Processing Technology. 2005, v. 167(1), p. 73-82.
9. D.B. Hlushkova, Y.V. Ryzhkov, L.L. Kostina, S.V. Demchenko. Increase of wear resistance of the critical parts of hydraulic hammer by means of ion plasma treatment // Problems of Atomic Science and Technology. 2018, N 1(113), p. 208-211.
10. V.O. Boguslaev. Avi'aci'yno-kosmi'chni' mate-ri'ali ta tehnologi'i`. Motor-Sich, Zaporizhzhya, 2005, 385 p. (in Ukrainian).
11. N.E. Kalinina, D.B. Hlushkova, O.D. Hrinchenko, T.V. Nosova, A.A. Reznikov. Hardening of leading edges of turbine blades by electrospark alloying // Problems of Atomic Science and Technology. 2019, N 2(120), p. 151-154.
12. A.L. Artemov. Development of structural and technological solutions for the manufacture of prototypes of the inner shell of the combustion chamber of a multifunctional liquid rocket engine using additive technologies // Kosmicheskaya tehnika i tehnologii. Kiev, 2017, v. 1(16), p. 50-62 (in Russian).
13. A.P. Shlyamnev. Corrosion resistant, heat-resistant and high-strength steels and alloys. M.: Intermet Injenering, 2000, 232 p.
14. A.V. Kashenkova. Rozrobka te tehnologi'i` posharovogo lazernogo spi'kannya konstrukci'ynih staley // Kosmi'chna nauka i' tehnologi'ya. 2019, v. 5(18), p. 18-24 (in Ukrainian).

СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АЛ9 В ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ЛАНЦЮЖКУ «МОДИФІКУВАННЯ-ОБРОБКА В РІДКОМУ СТАНІ»

Аюпова Т.А., доцент, к.т.н., Носко О.А., доцент, к.т.н,
Красніков В.О., студент, Чередник В.О., студент,
Український державний університет науки і технологій

Анотація. Метою дослідження є вирішення актуальної задачі задоволення потреби машинобудування в алюмінієвих сплавах, що деформуються, за одночасної фактичної відсутності їх вітчизняного виробництва за рахунок розробки деформованого сплаву на основі ливарного сплаву АЛ9. Для досягнення поставленої мети необхідно встановити закономірності впливу комплексної дії на розплав мікролегування стронцієм та скандієм та технологічних параметрів оброблення в рідкому стані на структуроутворення та формування комплексу механічних властивостей доевтектичного силуміну АЛ9 для розширення сфер його використання, зокрема для виготовлення продукції обробкою тиском.

Методи. У роботі досліджували доевтектичні силуміни АЛ9 – вихідного складу та АЛ9 з добавками стронцію та скандію в оптимальній концентрації. Гідроциркуляційну та водневу обробку проводили при температурі 750°C на обладнанні ФТІМС НАНУ за методикою, розробленою на ФТІМС НАНУ під керівництвом член-кореспондента НАНУ Г. П. Борисова.

Мікроструктуру вивчали на оптичному мікроскопі "Axiovert - 200MAT". Ідентифікацію фаз проводили методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН - 3М в $Co_{K\alpha}$ фільтрованому випромінюванні за стандартною методикою. Випробування на розтягнення проводили на п'ятикратних зразках з діаметром робочої частини 10 мм на випробувальній машині INSTRON при навантаженні 2 кН.

Результати. Наукова новизна. Встановлено закономірності структуроутворення та формування комплексу механічних властивостей при спільному впливі Sr, Sc в оптимальній концентрації та термо-часових параметрів гідроциркуляційної та водневої обробок. Підчас гідроциркуляційної обробки протягом 5...15 хв та водневої обробки 20 хв, в обох випадках, спостерігається підвищення диференціювання евтектики, практично повне зникнення залізовмісних фаз, що в результаті обумовлює підвищення одночасно і міцносних, і пластичних властивостей. Перевищення оптимального часу обробки приводить до нівелювання отриманого ефекту – відновлення грубо диференційованої структури, виділення залізовмісних фаз та зниження комплексу властивостей. **Практична цінність.** Оптимізували термочасові параметри гідроциркуляційної та водневої обробок сплаву АЛ9 та АЛ9(Sr,Sc). Гідроциркуляційна обробка АЛ9(Sr,Sc) протягом 5...15 хвилин забезпечує підвищення механічних властивостей сплаву: - відносного подовження на 40%; межі плинності на 16%; межі міцності на 20%; воднева обробка протягом 20 хв забезпечує підвищення межі міцності на 5-10% та пластичності на 15%.

Ключові слова: доевтектичний силумін, мікролегування, воднева обробка, гідроциркуляційна обробка.

AlSi7 ALLOY STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN THE TECHNOLOGICAL CHAIN «MODIFICATION- LIQUID STATE PROCESSING»

**Aiupova Tetyana, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor,
Nosko Olha, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor,
Krasnikov Vladyslav, Student, Cherednyk Volodymyr, Student,
Ukrainian State University of Science and Technology**

Abstract. *The purpose of the study is to solve the urgent problem of meeting the needs of mechanical engineering in deformable aluminum alloys, in the simultaneous actual absence of their national production, at the expense of the development of a deformed alloy based on the foundry alloy AlSi7. To achieve the goal, it is necessary to establish the regularities of the complex action on the melt of strontium and scandium microalloying influence with and the technological parameters of processing in the liquid state on the structure formation and the formation of a complex of mechanical properties of the hypo-eutectic silumin AlSi7 in order to expand the its use spheres, in particular for the products manufacture by pressure.*

Methods. *Hypo-eutectic silumins AlSi7 - initial composition and AlSi7 with strontium and scandium additives in optimal concentration were studied. Hydrocirculation and hydrogen treatments were carried out at a temperature of 750°C on the equipment of the FTIMA of the National Academy of Sciences of Ukraine according to the methodology developed at the FTIMA of the National Academy of Sciences of Ukraine under the guidance of the correspondent member of the National Academy of Sciences of Ukraine H.P. Borisov. The microstructure was studied using an optical microscope "Axiovert - 200MAT". Phases identification of was carried out by X-ray analysis on a DRON-3M in Cokα filtered radiation. Tensile tests were performed on five-fold samples with a working part diameter of 10 mm on an INSTRON testing machine under a load of 2 kN.*

The results. *Scientific novelty. The regularities of structure formation and the mechanical properties complex formation under the joint influence of Sr, Sc in the optimal concentration and thermo-time parameters of hydrocircular and hydrogen treatments were established. During hydrocircular treatment for 5...15 min and hydrogen treatment for 20 min, in both cases, there is an increase in eutectic differentiation, almost complete disappearance of iron-containing phases, which as a result leads to an increase in strength and plastic properties at the same time. Exceeding the optimal processing time leads to the leveling of the obtained effect - the restoration of a coarsely differentiated structure, the iron-containing phases precipitation and a decrease in the complex of properties. Practical value. In the course of the experiment, the thermo-time parameters of the hydrocirculation and hydrogen treatment of the AlSi7 and AlSi7 (Sr, Sc) alloys were optimized. Hydrocirculation treatment of AlSi7 (Sr, Sc) for 5...15 minutes provides an increase in the mechanical properties of the alloy: relative elongation by 40%; yield strength by 16%; ultimate strength by 20%; hydrogen treatment for 20 minutes provides an increase in ultimate strength by 5-10% and plasticity by 15%.*

Key words: *hypo-eutectic silumin, microalloying, hydrogen treatment, hydrocircular treatment.*

Вступ

Зміна економічної ситуації в Україні при одночасному зростанні необхідності використання легких сплавів з високою питомою міцністю, якими є силуміни, привела до необхідності розширення сфер використання силумінів –

для виготовлення виробів як методом лиття, так і пластичною обробкою тиском – пресуванням, штампуванням, прокаткою і т.д.

Силуміни широко застосовуються в машинобудуванні як конструкційні сплави завдяки гарним ливарним властивостям, зварюваності та високій корозійній стійкості. Проте, вони мають обмежене використання, експлуатуються в умовах незначних навантажень через низьку міцність і пластичність, що формується через наявність у структурі сплаву грубодиференційованої алюмінієво-кремнієвої евтектики та інтерметалідів несприятливої морфології.

Властивості виливків можуть бути значно покращені при правильному виборі технології мікролегування, лиття, термічної обробки в рідкому та твердому стані та визначенні оптимального складу сплаву. Ідея генетичного взаємозв'язку [1-2] структури металів і сплавів у розплавленому та твердому стані є основою у більшості розроблених моделей розплавів. На цих уявленнях про вплив структури розплаву на реалізацію процесу кристалізації розроблено велику кількість методів зовнішнього впливу на розплави для управління структурою та властивостями литого металу.

Аналіз публікацій

Мазур В.І., Куцова В.З., Мальцев М.В., Таран Ю.М., [3-7] визначили, що дієвим чинником, що визначає сприятливе структуроутворення промислових силумінів, забезпечуючи підвищення їх міцності і пластичності, є модифікування. При цьому Пархутіком П.А., Ганієвим І.М., Куцовою В.З. [5, 7] встановлено підвищення диференціювання евтектичного кремнію при модифікуванні стронцієм, що супроводжується зростанням пластичності сплаву. Проте, міцність такого сплаву залишається низькою. Незалежно від цього в роботах Іщенко А.І., Лабур Т.М. [8] показано, що при добавці скандію спостерігається підвищення механічних властивостей деформованих алюмінієвих сплавів. Нечисленні дані свідчать про вплив добавок скандію на підвищення міцності силумінов при одночасному зниженні пластичності. Куцовою В.З. і Аюповою Т.А. встановлено спільний позитивний вплив комплексу стронцій-скандій на структуроутворення, фазовий склад і властивості силумінів [9-10].

З точки зору підвищення фізико-механічних властивостей сплавів одним з найважливіших етапів є етап обробки їх розплавів. Неможливість ефективної обробки всього об'єму рідкого металу у великотоннажному агрегаті призвела до необхідності безперервного процесу позапечного рафінування розплаву в невеликих пристроях. Саме на цій стадії можна найбільш ефективно провести операції модифікування, рафінування розплавів від газів, шкідливих та зайвих інгредієнтів за допомогою різних впливів на розплав.

Чл.-кор. НАНУ Борисовим Г.П. розроблений метод лиття з водневою обробкою [11] розплавів дозволяє, поряд з кардинальним вирішенням проблеми скорочення в 2-3 рази (а в перспективі, до повного усунення прибутків) непродуктивних витрат рідкого металу, замінити усадкові дефекти у вигляді гострокутних рихлот, утяжин округлими газовими порами, що забезпечує:

- отримання якісних виливків при різкому скороченні витрат металу на прибутки, а в ряді випадків - без прибутків;
- заміну усадкових раковин і рихління газовими порами;
- незважаючи на 5-6 кратне зростання пористості забезпечення суттєвого (в 1,5-2 рази) підвищення пластичності литого металу.

Чл.-кор. НАНУ Борисовим Г.П. встановлений позитивний вплив водневої обробки [11] гідроциркуляційної обробки (ГЦО) та [12] на структуру та властивості доєвтектичного силуміну АЛ9, проте даних за умови гідроциркуляційної та водневої обробки силуміну АЛ9, що містить комплекс стронцій-скандій, немає, що не дозволяє управляти його структурою і механічними властивостями.

Відсутність цих даних не дозволяє вибирати параметри цілеспрямованого впливу на структуру і фазовий склад сплаву, які забезпечують необхідний рівень його властивостей для подальшої переробки методами лиття та / або обробки тиском для виготовлення деталей з високою питомою міцністю. Тому встановлення закономірностей комплексного фізико-хімічної дії на розплав (мікролегування комплексом стронцій-скандій + ГЦО) та (мікролегування комплексом стронцій-скандій + воднева обробка) на структуру і фазовий склад силуміну АЛ9 з метою отримання виробів з підвищеним рівнем механічних властивостей (міцності та пластичності) є актуальною задачею.

Метою дослідження є встановлення закономірностей комплексної дії на розплав комплексу стронцій-скандій та технологічних параметрів оброблення в рідкому стані на структуроутворення та формування комплексу механічних властивостей доєвтектичного силуміну АЛ9 для розширення сфер його використання, зокрема для виготовлення продукції обробкою тиском.

Методика

Досліджували доєвтектичні силуміни АЛ9 – вихідного складу та АЛ9 з добавками стронцію та скандію в оптимальній концентрації (таблиця 1).

Таблиця 1 - Середній хімічний склад досліджуваних сплавів

№ п/п	Марка сплаву	Хімічні елементи, % масс.						
		Si	Fe	Mn	Mg	Sr	Sc	Al
1	АЛ9	7.33	0.32	0.20	0.35	-	-	основа
2	АЛ9(Sr,Sc)	7.13	0.29	0.17	0.32	0.11	0.49	основа

Дослідження з впливу водневої та гідроциркуляційної обробки на структуроутворення сплавів типу АЛ9 проводили за методикою, розробленої на ФТІМС НАНУ під керівництвом член-кореспондента НАНУ Г. П. Борисова на лабораторних установах [11-12].

Визначення впливу гідроциркуляційної обробки досліджуваних сплавів проводили при швидкості обертання активатора під час обробки розплаву в 250

об/хв. при температурі 750 ± 3 °C; час обробки розплаву склав 5; 15 і 30 хвилин відповідно до програми експерименту.

Зразки діаметром 20 мм для дослідження структури литого металу отримували литтям в розігрітий до температури 250 ± 5 °C металеві форми з товщиною стінки 2 мм, а також форми з товщиною стінки 10 мм, температура яких становила 30 °C.

При дослідженні ефективності водневої обробки алюмінієвих сплавів газонасичення розплаву проводили безкисневим методом за допомогою введення в розплав препарату «PROBAT-FLUSS DEGASER T200», «SCHAFFER» (Німеччина), виготовленого на основі гідриду титану.

Спочатку відливали експериментальні зразки для дослідження структури, фазового складу, механічних властивостей сплаву у вихідному стані. Після закінчення процесу водневої обробки розплаву через 4, 20, 40, 60 і 90 хвилин проводили заливку дослідних зразків для вивчення впливу водневої обробки на структуру і властивості литого металу.

Для виявлення загальної мікроструктури зразки травили 0,5% водним розчином плавикової кислоти протягом 15 секунд з наступним промиванням у струмені проточної води. Мікроструктуру сплавів вивчали за допомогою оптичного мікроскопа «Axiovert - 200MAT». Кількість евтектичної складової, розміри кристалів евтектичного кремнію визначали за стандартними методиками. Ідентифікацію фаз проводили методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН - 3М в CoK_α фільтрованому випромінюванні за стандартною методикою. Мікротвердість алюмінієвого твердого розчину і евтектики вимірювали на приладі ПМТ - 3 по ГОСТ 9450-76 при навантаженні 20 г і збільшенні X485. Випробування на розтягнення проводили на п'ятикратних зразках з діаметром робочої частини 10 мм на випробувальній машині INSTRON при навантаженні 2 кН, у масштабі 10:1.

Результати досліджень та їх обговорення

Мікроструктура сплаву AL9 0,1% Sr 0,5% Sc в литому стані та після гідроциркуляційної обробки за різними режимами, представлена на рис. 1.

Структура сплаву представлена первинними кристалами $\alpha\text{-Al}$, евтектикою $\alpha\text{-Al}+\beta\text{-Si}$ і інтерметалідними фазами компактної форми, які розташовані на межах первинних $\alpha\text{-Al}$ кристалів і евтектики (див. рис. 1, а-д). Гідроциркуляційна обробка призводить до зміни кількісного співвідношення первинних кристалів $\alpha\text{-Al}$, евтектики $\alpha\text{-Al}+\beta\text{-Si}$, до зміни розмірів і параметра форми кристалів евтектичного кремнію і відстані між кристалами евтектичного кремнію (див. рис.1, б-д, таблиця 2). Аналіз даних таблиці 2 свідчить про те, що вплив гідроциркуляційної обробки на структуру евтектики сплаву AL9(Sr,Sc) є незначним. Вплив гідроциркуляційної обробки на розмір кристалів евтектичного кремнію проявляється протягом 15 хв - розмір часток евтектичного кремнію зменшується в 1,5-2 рази, а починаючи з 30 хвилин - збільшується в

1,5-1,7 разів (див. рис. 1, табл.2). Розмір і параметр форми кристалів евтектичного кремнію зменшується практично в 2 рази під впливом гідроциркуляційної обробки протягом 15 хвилин, а потім збільшується в 2 рази при обробці протягом 30 хвилин і практично в 4 рази у разі 30 хвилин витримки після обробки.

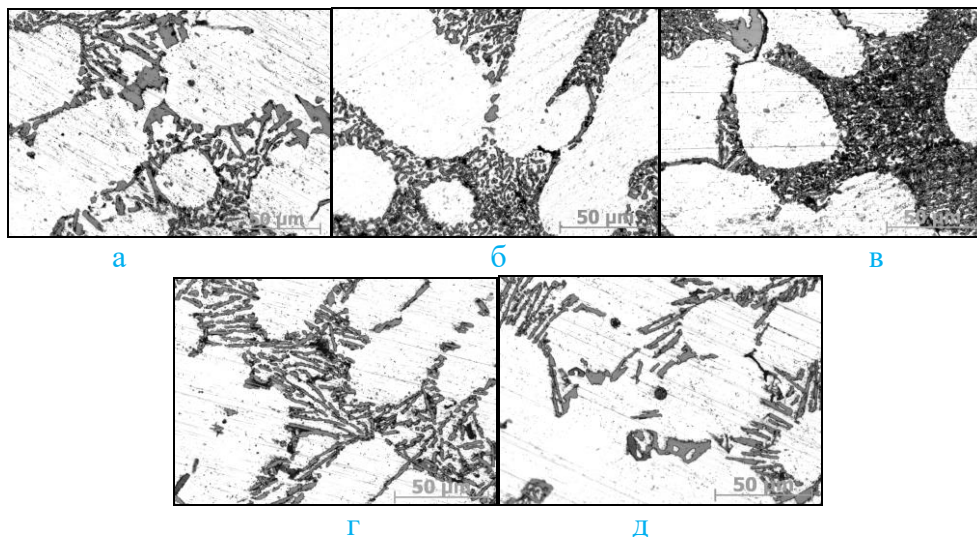


Рисунок 1 - Мікроструктура сплаву АЛ9(Сr,Sc): а- в литому стані; і після гідро циркуляційної обробки при 750°С: б – 5 хв, в -15 хв, г – 30 хв, д – витримка 30 хв після обробки

Таблиця 2 – Кількісні характеристики структури і механічні властивості сплаву АЛ9(Сr,Sc), в залежності від режимів гідроциркуляційної обробки

Режим	E, %	D, мкм	A	L, мкм	H _ц , МПа	H _{цα} , МПа	НВ	δ, %	σ ₀₂ , МПа	σ _в , МПа
Литий	26,7	5,7	2,5	2,1	262	240	59,0	5,95	109,0	167,2
ГЦО 5 хв	27,3	3,6	1,7	1,35	275	243	62,0	8,50	135,5	196,5
ГЦО 15 хв	27,5	3,0	1,5	1,0	267	202	62,4	5,94	136	179
ГЦО 30хв	27,0	7,2	3,6	1,6	248	201	57,0	5,00	125	158
Витримка 30хв	23,0	8,0	4,9	1,45	230	205	52,0	5,95	135	178

Відстань між кристалами евтектичного кремнію зменшується в 2 рази під час гідроциркуляційної обробки протягом 15 хвилин, незначно збільшуючись (на 0,2 мкм) протягом 30 хв і витримки після обробки 30 хв.

Таким чином, з аналізу кількісних даних параметрів структури комплексного сплаву АЛ9 необхідно зробити висновок, що гідроциркуляційна обробка ефективно впливає на мікроструктуру сплаву протягом 15 хвилин обробки, після чого вплив гідроциркуляційної обробки припиняється.

Результати фазового рентгеноструктурного аналізу сплаву АЛ9(Сr,Sc) в литому стані та після гідроциркуляційної обробки, представлені на рисунку 2.

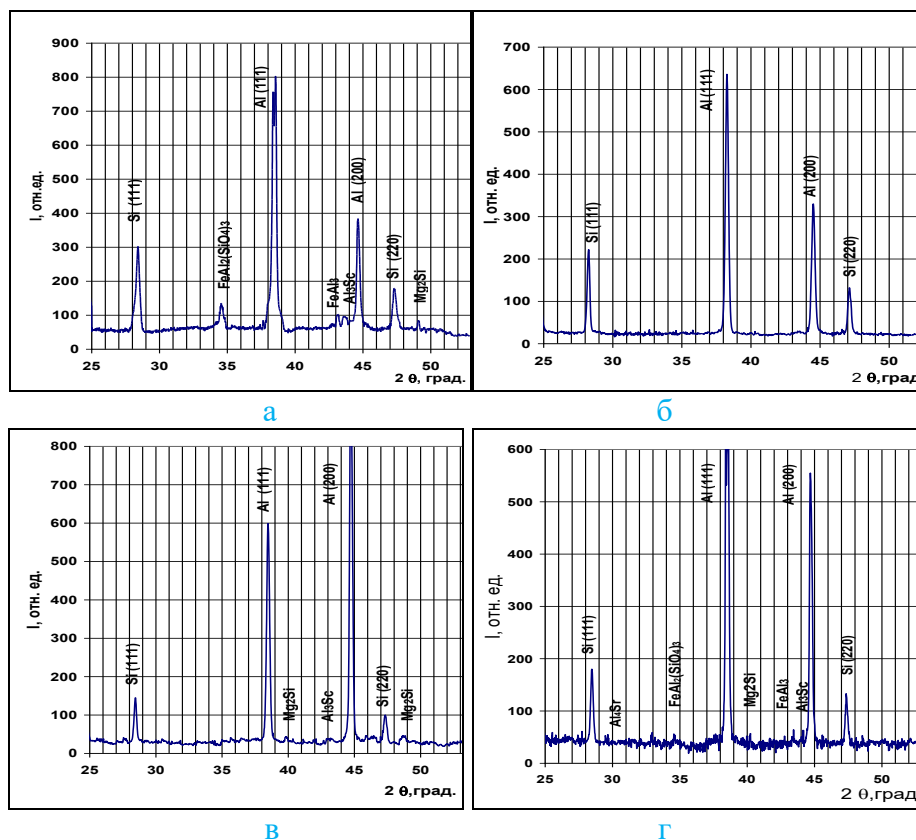


Рисунок 2 - Дифрактограма сплаву АЛ9(Сr,Sc): а – литий, б – ГЦО 5 хв, в – ГЦО 15 хв, г – ГЦО 30 хв, д – витримка після ГЦО 30 хв

У вихідному сплаві АЛ9(Сr,Sc) присутні інтерметалідні фази Mg_2Si , $FeAl_3$, Al_4Sr , Al_3Sc і оксиди $FeAl_2(SiO_4)_3$, Al_2O_3 (див. рис. 2,а). Гідроциркуляційна обробка впродовж 5...15 хвилин (див. рис. 2, б) призводить до спочатку часткового, потім – й повного – зникнення в структурі інтерметалідів Mg_2Si , Al_4Sr , Al_3Sc і $FeAl_3$, про що свідчить відсутність відповідних максимумів.

При гідроциркуляційній обробці 30 хвилин (див. рис. 2, в) відбувається утворення Mg_2Si і збільшення вмісту Al_3Sc в твердому стані. Витримка впродовж 30 хвилин після 30 хвилинної гідроциркуляційної обробки (див. рис. 2, г) призводить до збільшення кількості Mg_2Si , Al_4Sr , Al_3Sc і утворенню великої кількості фази $FeAl_3$ в твердому стані. Це, ймовірно, пов'язано з перерозподілом легуючих елементів в розплаві і зміною кількісного співвідношення і складу мікрогруп атомів в розплаві, подібних до інтерметалічних фаз, присутніх в структурі сплаву АЛ9 в твердому стані.

Експериментальні дані про вплив гідроциркуляційної обробки на мікроструктуру та фазовий склад сплаву АЛ9(Сr,Sc) підтверджуються випробуваннями механічних властивостей: мікротвердості (H_{μ} , МПа), твердості НВ, межі міцності (σ_B , МПа), межі плинності (σ_T , МПа), відносного подовження (δ ,%) (рисунок 3, табл. 2).

Гідроциркуляційна обробка протягом 5...15 хвилин забезпечує збільшення відносного подовження на 40%, мікротвердості евтектики на 13 МПа

(5%), твердості на 3НВ (5%) межі плинності на 26,5 МПа (16%), межі міцності на 29,3 МПа (на 20%) (табл. 2, рис. 3).

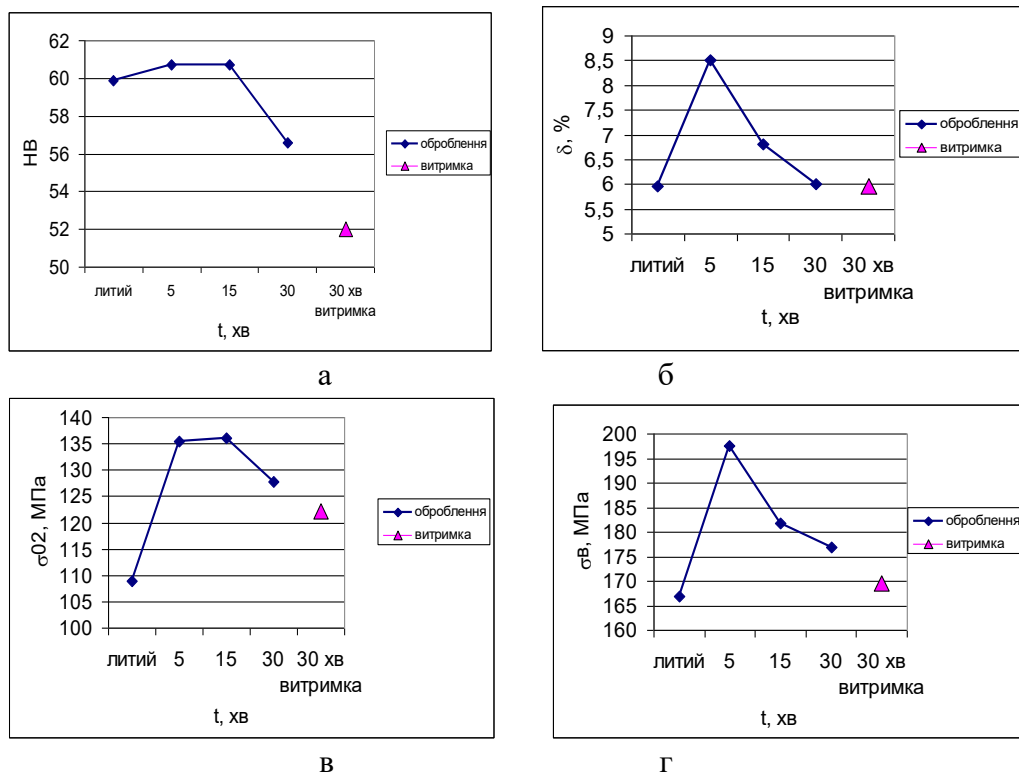


Рисунок 3 – Вплив гідроциркуляційної обробки на механічні властивості сплаву АЛ9(Sr,Sc): а - твердість, б - відносне подовження; в – межу плинності; г - межу міцності

Обробка протягом 30 хвилин забезпечує підвищення межі плинності на 26,0 МПа, межі міцності на 10,8 МПа без зміни відносного подовження.

Таким чином можна рекомендувати гідроциркуляційну обробку сплаву АЛ9(Sr,Sc) протягом 5...15 хв.

Структура сплавів АЛ9 та АЛ9(Sr,Sc) в литому стані та після водневої обробки а різними режимами представлена первинними кристалами α -Al, тонкодиференційованою евтектикою α -Al+ β -Si та компактними інтерметалідними сполуками, які розташовані по межах первинних α -Al кристалів та евтектики (рис. 4).

Аналіз мікроструктур, наведених на рис. 4, свідчить, що воднева обробка розплаву призводить до подрібнення структури і зміни кількісного співвідношення структурних складових для обох сплавів: збільшення часу водневої обробки особливо істотно впливає кількісне співвідношення первинних кристалів α -Al і евтектики: кількість α -Al кристалів збільшується, а кількість евтектики зменшується (див. рис. 4, г...ж).

Кількісні характеристики структури (кількість евтектики % Е, розмір кристалів евтектичного кремнію D, параметр форми кристалів евтектичного

кремнію А, відстань між кристалами кремнію в евтектиці L, ступінь розгалуженості дендритів α -алюмінієвого твердого розчину R) і механічні властивості сплавів АЛ9 та АЛ9(Sr,Sc) в залежності від режимів водневої обробки наведені в табл. 3.

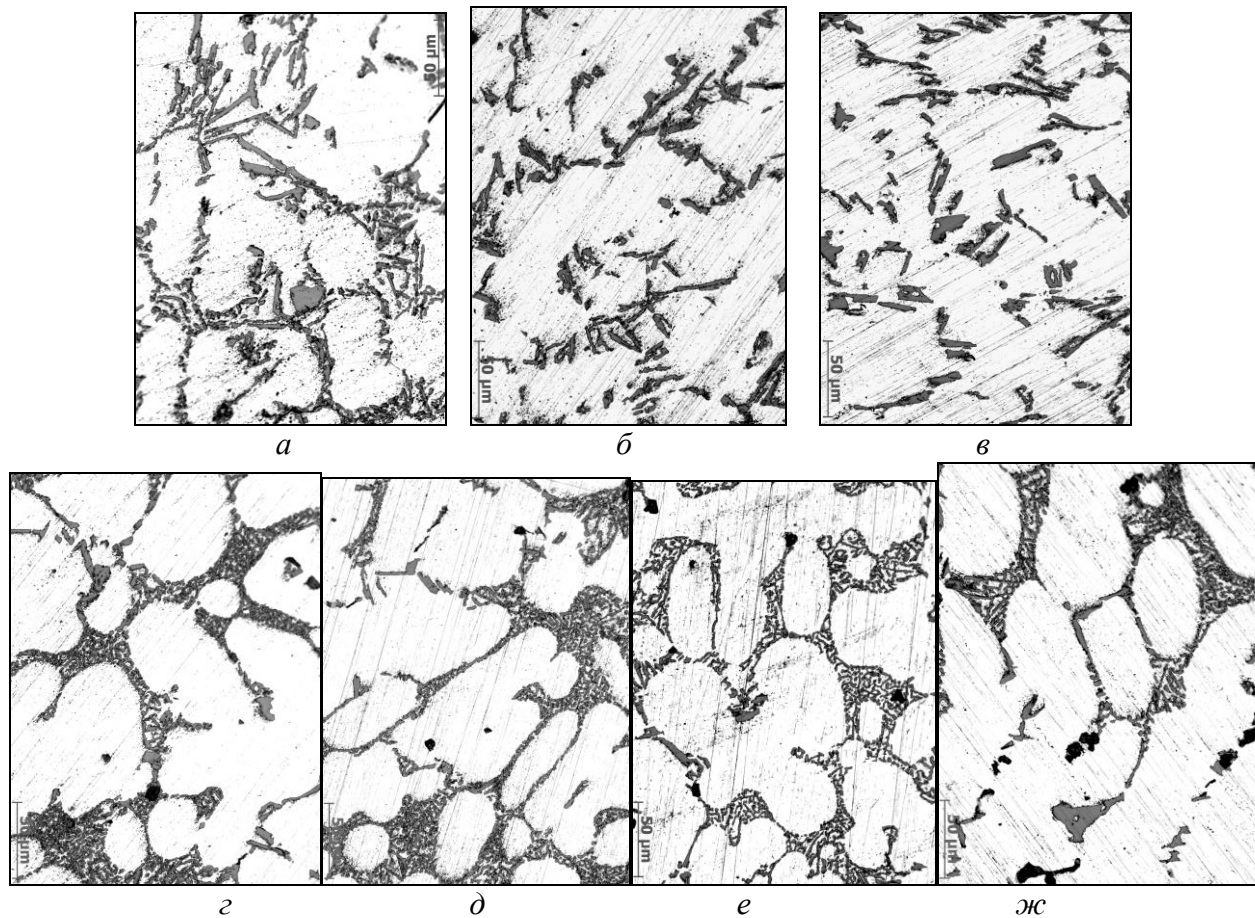


Рисунок 4 - Мікроструктура сплаву АЛ9: а,б,в – вихідного складу;
г, д, е, ж – АЛ9, що містить комплекс Sr-Sc; а,г – литий стан;
б,в, д, е, ж – воднева обробка за різними режимами

Таблиця 3 – Кількісні характеристики структури та механічних властивостей сплавів АЛ9 та АЛ9 (Sr, Sc) в залежності від режиму водневої обробки

Спл ав	Режим обробки	E , %	D , мкм	A	L , мкм	R , мкм	H_{μ} , МПа	$H_{\mu\alpha}$, МПа	HB
АЛ9	Литий	25	10,4	3,53	3,10	34,7	204	181	54,3
	H_2	30,1	9,9	3,60	3,04	34,8	254	213	54,3
	90 хв	27,0	12,6	4,46	3,11	34,7	234	210	51,9
АЛ9 (Sr, Sc)	Литий	27,0	4,03	1,98	1,54	32,9	277	233	59,5
	H_2	29,6	3,71	1,96	1,62	28,3	252	219	62,4
	20 хв	26,15	4,05	2,10	2,11	33,7	286	268	59,5
	60 хв	25,5	5,32	2,46	1,96	34,2	268	240	62,4

Дані таблиці 3 свідчать про зростання ступеню евтектичності обох сплавів при проведенні водневої обробки - на 5 ... 25% для сплаву АЛ9, та на 6 ... 27% для АЛ9 (Sr, Sc).

Розмір кристалів евтектичного кремнію, а також відстань між кристалами кремнію в евтектиці при гідруванні зменшуються в порівнянні з вихідним станом на 6%, параметр форми кристалів незначно збільшується (на 1,5%) для сплаву АЛ9. Витримка протягом 120 хв після гідрування призводить до огрубіння евтектичного кремнію - його розміри збільшуються на 18 ... 22% в порівнянні з вихідним станом.

Для сплаву АЛ9 (Sr, Sc) спостерігається незначне подрібнення евтектичного кремнію при гідруванні (на 14%) і зменшення параметра форми евтектичних кремнієвих кристалів (на 2%). Витримка після гідрування протягом 20 хв призводить до збільшення розмірів і параметра форми кристалів кремнію на 7 ... 14%, а збільшення часу витримки до 90 хв призводить до збільшення розмірів і параметра форми кристалів евтектичного кремнію на 20% в порівнянні з вихідним станом. Спостерігається монотонне збільшення відстані між кристалами кремнію в евтектиці при проведенні гідрування і подальшій витримці протягом 20 ... 90 хв (див. табл.3).

Воднева обробка протягом 20 ... 40 хвилин призводить до незначного збільшення товщини дендритних гілок α -Al твердого розчину і зменшення їх розгалуженості для обох сплавів, причому для сплаву АЛ9 (Sr, Sc) цей процес інтенсивніший у порівнянні з АЛ9.

Результати фазового рентгеноструктурного аналізу впливу водневої обробки на фазовий склад сплаву АЛ9(Sr, Sc) представлені на рисунку 5.

Фазовий склад сплаву АЛ9(Sr, Sc) характеризується наявністю інтерметалідів Mg_2Si , $FeAl_3$, Al_4Sr , Al_3Sc , що підтверджується присутністю на дифрактограмі відповідних дифракційних максимумів (див. рис 5, а). Гідрування призводить зникнення в структурі інтерметалідів Al_4Sr і Al_3Sc , про що свідчить відсутність відповідних їм дифракційних максимумів, а також зменшення кількості фаз Mg_2Si і $FeAl_3$, на що вказує зменшення інтенсивності дифракційних максимумів (див. рис.5, б). Витримка протягом 20 хв після гідрування (див. рис. 5, в) призводить до зникнення в структурі інтерметалідів Mg_2Si і $FeAl$. Це, ймовірно, пов'язано з перерозподілом легуючих елементів в розплаві і зміною співвідношення і складу мікроутгруп атомів в розплаві, подібних інтерметалідним фазам, присутнім в структурі сплаву АЛ9(Sr, Sc) в твердому стані.

Збільшення часу витримки після гідрування до 60 хв (див. рис. 5, г) нівелює отриманий ефект: фазовий склад сплаву характеризується наявністю Mg_2Si , Al_4Sr , Al_3Sc , і - особливо - $FeAl_3$, про що свідчить наявність відповідних дифракційних максимумів. Це негативно може позначитися на міцності і, особливо, пластичності сплаву.

Дані механічних випробувань дослідного сплаву (таблиця 4) добре корелюють з результатами мікроструктурного та рентгеноструктурного аналізу.

Таким чином, воднева обробка обох сплавів - АЛ9 та АЛ9 (Sr, Sc) призводить до збільшення розгалуженості дендритів α -алюмінієвого твердого розчину, збільшення диференціювання евтектики.

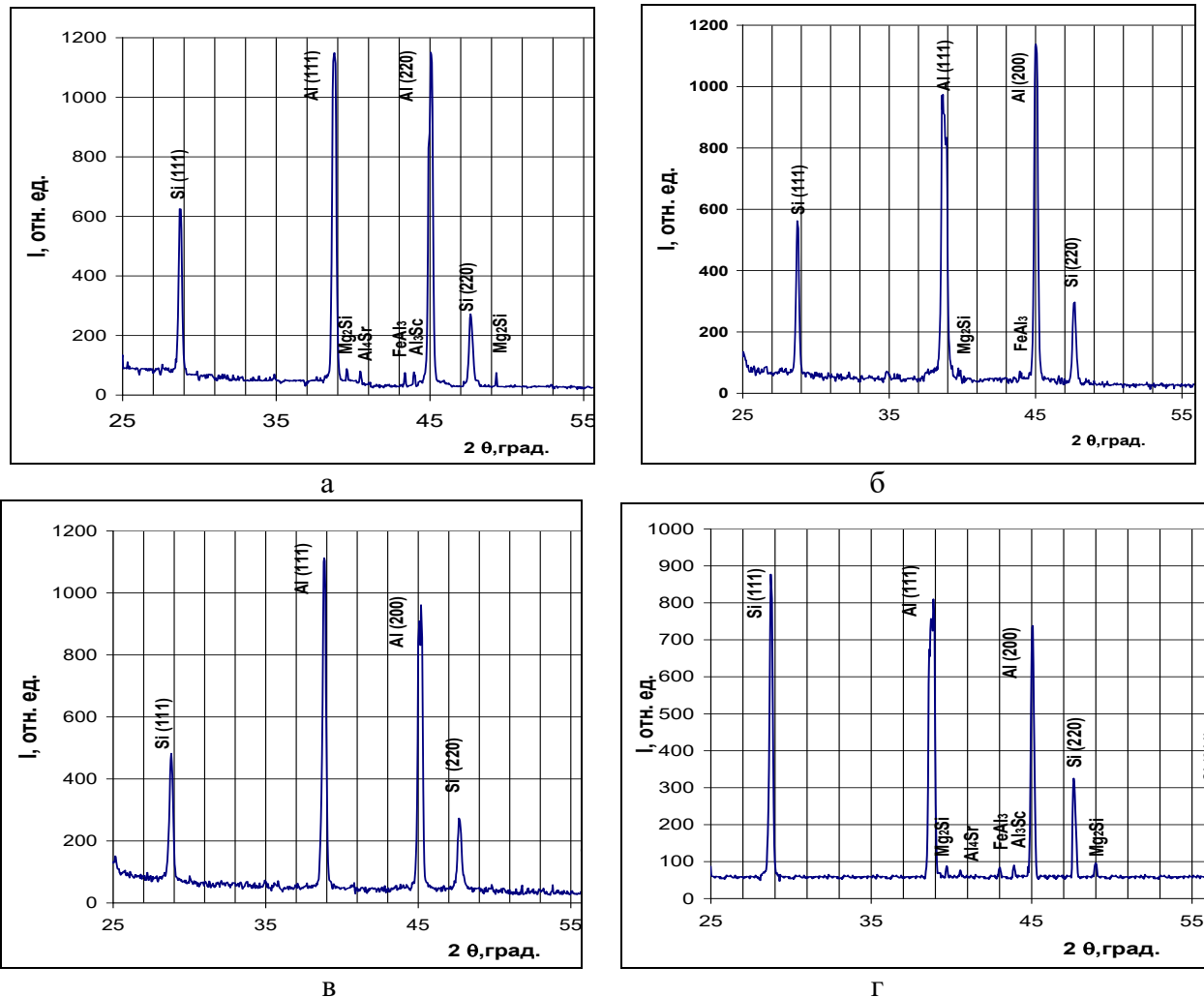


Рисунок 5 - Дифрактограми сплаву АЛ9(Sr, Sc) в залежності від режиму водневої обробки: а - литий; б - гідрування; в - 20 хв витримки; г - 60 хв витримки

Таблиця 4 - Механічні властивості сплавів АЛ9 та АЛ9 (Sr, Sc) при випробуванні на розтягнення в залежності від режиму водневої обробки

Режим	АЛ9						АЛ9 (Sr, Sc)				
	Литий	H ₂	20хв	40хв	60хв	90хв	Литий	H ₂	20хв	40хв	60хв
$\sigma_{0,2}$, МПа	90	96	100	93	99	94	114	115	121	115	108
σ_B , МПа	153	170	180	172	178	165	185	182	184	190	188
δ , %	4,5	6,3	6,5	5,75	7,0	6,3	8,8	8,5	9,8	10,0	9,5

Воднева обробка АЛ9 призводить до збільшення $\sigma_{0,2}$ на 10%, σ_B на 15-20%, δ на 30-50%. Воднева обробка сплаву АЛ9 (Sr, Sc), практично не впливає на межу текучості ($\sigma_{0,2}$), межу міцності (σ_B) незначно підвищує на 5%, а від-

носне подовження (δ ,%) на 25%. Оптимальний час водневої обробки становить 20 ... 40 хв.

Висновки

1. Експериментально встановлені закономірності впливу параметрів гідроциркуляційної обробки розплаву силуміну АЛ9 (Sr, Sc), на структуру, фазовий склад і властивості матеріалу. Отримані дані дозволяють рекомендувати гідроциркуляційне оброблення на протязі 5...15 хвилин при температурі розплаву 750°C для підвищення механічних властивостей сплавів: межі міцності сплаву на 10...20% (з 167 МПа до 196МПа), межі плинності – на 16...26% (з 108МПа до 136МПа), відносного подовження – до 40% (з 6% до 8%) в порівнянні з литим станом.

2. Експериментально встановлені закономірності впливу параметрів водневої обробки розплавусилуміну АЛ9(Sr, Sc), що містить стронцій та скандій, на структуру, фазовий склад і властивості матеріалу. Воднева обробка практично не впливає на межу плинності, межу міцності підвищує незначно (на 5%), а відносне подовження на 25% (з 8,8% до 9,8%). Оптимальний час водневої обробки складає 20...40 хвилин.

3. Позитивний вплив гідроциркуляційної та водневої обробок розплаву на властивості силуміну АЛ9(Sr, Sc), в обох випадках досягається за рахунок підвищення розгалуженості первинних кристалів α -Al диференціювання евтектики α -Al+ β -Si. Гідроциркуляційна обробка протягом 5-15 хвилин, а також воднева обробка протягом 20...40 хвилин призводить до зникнення у структурі сплаву магній-, скандій та залізовмісних інтерметалідів що, ймовірно, пов'язано з перерозподілом легуючих елементів у розплаві і зміною співвідношення і складу мікроугруповань атомів в розплаві, подібних інтерметалідним фазам, що присутні у структурі сплаву в твердому стані.

Перевищення оптимального часу зазначеної обробки розплаву нівелює отриманий ефект.

Література

1. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. - [Изд. 2-е, перераб. и доп.]. - М.: Машиностроение – 1, 2005 476 с
2. Пригунова А.Г. Наследственное влияние расплава на структуру и свойства силуминов / А.Г. Пригунова, С.С. Петров // Цветные металлы.- 1992. №2. С.59-63.
3. Мазур В.И. Фазовые равновесия и структура расплава в модифицированных сплавах Al-Si / В.И. Мазур // Стабильные и метастабильные равновесия. – М.: Наука, 1985. – С. 181-185.
4. Куцова В.З. Модифікування алюмінієвих сплавів / В.З. Куцова, О.В. Швець, Т.А. Аюпова // «МОМ». 2001. №1-2. С. 99-109.

5. Модифицирование силуминов стронцием / И.Н. Ганиев, П. А. Пархутик, А.В. Вахобов, И. Ю. Куприянова. Минск: Наука и техника, 1985. 143с.
6. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов / Мальцев М. В. М.: Металлургия, 1964. 213 с.
7. Куцова В.З. Теория и практика управления структурой и свойствами литейных сплавов на основе алюминия и титана: дис. ... доктора технических наук: 05.16.01 / Куцова Валентина Зиновьевна. Днепропетровск, 1993. – 878 с.
8. Ищенко А.И. Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием / А.И. Ищенко, Т.М. Лабур. К.: Квіц, 1999. 116 с.
9. Куцова В.З. Влияние микролегирования Sr и Sc на структуру сплава АК7ч / В.З. Куцова, Т.А. Аюпова // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. вып. 36, ч.1. Днепропетровск, ПГАСиА. 2006. С. 201-209.
10. Куцова В.З. Влияние микролегирования Sr и Sc на фазовый состав и свойства АК7ч / В.З. Куцова, Т.А. Аюпова, М.Ю. Амбражей // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. вып. 41, ч.1. Днепропетровск, ПГАСиА. 2007. С. 18-30.
11. Борисов Г.П. Водородная обработка расплава – как метод снижения водородной пористости отливок из алюминиевых сплавов / Г.П. Борисов, Ф.М. Котлярский // Водородная обработка материалов. Донецк, ДонГТУ, 2001. С.202-204.
12. Исследование эффективности гидроциркуляционной обработки Al-Si расплавов/ [Борисов Г.П., Костюк А.И., Семенченко А.И. и др.] // Производство стали в XXI веке, прогноз, процессы, технология, экология. -Киев- Днепродзержинск, 2000. С. 12-18.

ДОСВІД ВИКОРИСТАННЯ ПАР ТЕРТЯ КОВЗАННЯ, УЩІЛЬНЕНЬ ТА РОБОЧИХ РІДИН В ОБ'ЄМНИХ ГІДРОПРИВОДАХ БУДІВЕЛЬНИХ ТА ДОРОЖНІХ МАШИН

Аврунін Г.А., к.т.н., доцент, Глушкова Д.Б., д.т.н, професор,
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

***Анотація.** Наведено досвід використання пар тертя ковзання, ущільнень та робочих рідин в об'ємних гідроприводах будівельних та дорожніх машин. Зокрема розглянуті експлуатаційні режими навантаження та застосовані матеріали пар тертя ковзання аксіальнопоршневих та пластинчастих насосів та радіальнопоршневих насосів та гідромоторів. Розглянуті сучасні матеріали для ущільнень гідроциліндрів та валів гідромоторів. Наведені результати стендових випробування технології ХАДО в об'ємних гідроприводах та рекомендації з застосування робочих рідин. Матеріали є корисними для фахівців та студентів-магістрів в галузі проектування, експлуатації та досліджень об'ємних гідроприводів мобільних машин.*

***Ключові слова:** об'ємний гідропривод, насоси і гідромотори, матеріали пар тертя, ущільнення, робочі рідини*

EXPERIENCE IN USING PAIRS OF SLIDING FRICTION, SEALS AND WORKING FLUIDS IN HYDRAULIC FLUID POWER OF CONSTRUCTION AND ROAD MACHINES

G. A. Avrunin, Ph.D., associate professor, D. B. Hlushkova,
Doctor of Technical Sciences, Professor,
Kharkiv National Automobile and Road University

***Abstract.** The experience of using pairs of sliding friction, seals and working fluids in hydraulics fluid power of construction and road machines is given. In particular, operational load modes and applied materials of sliding friction pairs of axial-piston and plate pumps and radial-piston pumps and hydraulic motors are considered. Modern materials for seals are considered hydraulic cylinders and shafts of hydraulic motors. The results of bench tests of KHADO technology are given in hydraulics fluid power and recommendations for the use of working fluids. The materials are useful for specialists and master's students in the field of design, operation and research of hydraulics fluid power of mobile machines.*

***Key words:** hydraulics fluid power, pumps and hydraulic motors, materials of friction pairs, seals, working fluids.*

Вступ

Сучасні об'ємні гідроприводи (ОГП) працюють в умовах високих швидкісних, навантажувальних (по тиску) і температурних навантажень. Так, в аксіальнопоршневих гідромашинах частоти обертання вихідного валу досягають 10000 хв^{-1} , тиск робочої рідини (РР) до 50 МПа, температура РР в межах

від «мінус» 50 до 135 °С. Забезпечення працездатності вузлів тертя при таких високих параметрах можливе за рахунок застосування високоякісних матеріалів, покриттів, прецизійної обробки поверхонь контртіл і застосування відповідного сорту РР. Тому вибору матеріалів, термообробки та якості шорсткості поверхонь приділяється велика увага.

Аналіз публікацій

Одним із шляхів поліпшення якості та зниження вартості ремонту гідропрстроїв є багаторазове відновлення форми деталей металопокриттями [1; 2]. При цьому вартість відновлених деталей становить 25...40% вартості нових, досягається економія металу, працездат і виробничих потужностей. До найбільш поширених способів відновлення деталей металопокриттями відносяться електродугова наплавка, наплавлення під шаром флюсу, віброконтактна наплавка, електродугова металізація, хромування та ін.

У ремонтній практиці найбільшого поширення набула наплавка, що характеризується високим коефіцієнтом використання металу. Наплавлений шар міцно зчепляється з матеріалом деталі і має високу твердість. Однак наплавленн. притаманний і ряд недоліків, пов'язаних з високою температурою в зоні контакту електрода з поверхнею деталі, нерівномірного її розподілу та значних напруг, що викликають деформацію (короблення) та окислення поверхні деталі. Металізаційні покриття отримують газоплазмовим та електродуговим напиленням при температурі розігріву поверхні деталі до 150...200 °С, що дозволяє усунути деформацію деталі.

Хромовані покриття мають високу корозійну стійкість і зносостійкість, необхідних для прецизійних пар гідропрстроїв ОГП мобільних машин [3-6].

Технологія бронзування (отримання біметалічних заготовок для деталей гідромашин ОГП) розроблена харківськими фахівцями [7]. Технологія отримання біметалічних заготовок передбачає нанесення антифрикційного шару з високоолов'янистої бронзи на основу з конструкційної сталі або чавуну високоміцного. Наплавлюваний на сталеву основу бронзовий шар має високий рівень зчеплення на межі «сталь-бронза», високою щільністю самого шару, в мікроструктурі шару, що наплавляється, відсутні інтерметалічні сполуки і фази на основі заліза, що гарантує задані антифрикційні властивості готових деталей. Технологія дозволяє отримувати якісні біметалічні вироби, що працюють у важких експлуатаційних умовах. Широке застосування способ отримання біметалічних заготовок отримав при виробництві аксіальнопоршневих гідромашин з похилим диском і блоком циліндрів, і ремонті на спеціалізованих підприємствах.

При ремонті з усіх способів гальванопокриттів найбільшого поширення набули покриття сталлю, при якому продуктивність отримання електролітичних опадів в десятки разів вище, ніж при хромуванні і при цьому використовуються недефіцитні компоненти (сірчана та соляна кислота і низьковуглецева

сталь). Найбільший досвід застосування технології покриття сталлю накопичено в автомобільній промисловості.

Створення ОГП для сучасної мобільної техніки супроводжується безперервним збільшенням швидкісних, контактних і температурних навантажень, у зв'язку з чим РР повинна мати експлуатаційні характеристики, що задовольняють ряду функціональних вимог: робочого тіла; змазування контртіл високонавантажених вузлів тертя кочення і ковзання гідромашин та гідроапаратів; видалення механічних забруднень із зазорів, викликаних зносом контртіл шляхом перенесення до фільтроелементів гідросистеми і забезпечуючи при цьому високий рівень фільтрованості; відведення тепла від вузлів тертя гідроприсроїв; захисту від корозії [8; 9]. Підтримка оптимального теплового режиму за допомогою РР є також одним з найважливіших завдань, що вирішуються для забезпечення надійної роботи ОГП і досягнення максимального ККД.

Формулювання цілей статті

Основною метою даної статті є ознайомлення фахівців в галузі проектування, експлуатації та ремонту об'ємних гідроприводів з сучасними досягненнями з використання матеріалів для пар тертя ковзання, ущільнень та робочих рідин. Ці цілі направлені також на підвищення рівня дослідницьких робіт на основі попереднього досвіду вітчизняних фахівців. Матеріали статті планується внести в учбовий процес студентів-магістрів механічного факультету ХНАДУ, зокрема в дисципліни, пов'язані з вивченням гідропневмоприводів та їх проектуванням і випробуваннями.

Основний матеріал дослідження

У табл. 1 наведено відомості про типи об'ємних гідромашин, характерні вузли (пари) тертя ковзання та режими їх роботи, застосовувані матеріали та види термообробки, систематизовані ВНДГідроприводом, головним науководослідним та проектно-конструкторським інститутом з гідропневмоприводів в часи колишнього СРСР, та за сучасними інформаційними даними.

Додаткова інформація щодо застосовуваних матеріалів в аксіальнопоршневих гідромашинах: Сплав АК7Ц9 ГОСТ 1583, Бронза Бр012 ТУ 48-26-15-77, Латунь ЛМцКСН 58-3-1,5-1,5-1 ТУ 48-21-775-85, Сплав АК7Т9 ГОСТ 1583; Бр АЖН 10-4-4 ГОСТ 18175, Сталь 38Х2МЮА (азотування); Бронза ГКРН-80НД (ЛМцКНС58-3-1,5-1,5-1 ТУ48-21-275-85), Латунь ЛМцСКА58-2-2-1-1, 30Х3ВА ТУ14-1-950-86 (азотування $h = 0,15...0,35$, HV 700), БРАЖН10-4-4 ГОСТ 1628, сталь 40Х ГОСТ 4543 (30...35 HRCe), сталь Х12Ф1-Ш ТУ 14-19-96-90 (58...62 HRCe).

Таким чином, в об'ємних гідромашинних знаходять застосування різні матеріали, що забезпечують працездатність вузлів тертя ковзання. В якості

хіміко-термічної обробки сталей найбільшого поширення набули об'ємне загартування, цементация та азотування. Зі зростанням питомих тисків у парах тертя ковзання замість чавуну використовуються сплави на основі меді – бронзи та латуні.

Таблиця 1 – Характеристика пар тертя ковзання об'ємних гідромашин

Тип гідромашини, пара тертя	Матеріали контртіл	Характеристика пари тертя			Термообр. HRCe (HV)
		p	v	$p \times v$	
НРП. Поршень- втулка	Сталь 20Х / Бр. АЖ 9-4.	15	2	30	Ц/59-62
НАП. Підп'ятник – НД; Блок цил. – РД; Підп'ятник -поршень	Бр. АЖ9-4 / Сталь Х12Ф1.	1,7	7	12	ОЗ/59-62
	Бр.ОСН10-2-3/ СтальХ12Ф1.	2,9	10	29	ОЗ/59-62
	Бр. АЖ 9-4 / Сталь 18ХГТ.	30	0,3	9	Ц/59-62
НАП. Підп'ятник – НД; Ротор – РД; Плунжер-Ротор	Бр. АЖН 10-44 / Сталь 38Х2МЮА	1,9	12	42	Аз.
	Сталь38Х2МЮА / Бр ОСН 10-2-3	0,7	17,5	12,3	HV90
	Сталь38Х2МЮА/ БрАЖМц 11- 6,5-1	31	2,1	65	Аз
НАП. Плунжер-ротор; Підп'ятник – НД	Сталь18ХГТ/ БрАЖН10-4-4.	33	2,5	82,5	Ц/57-63
	БрАЖН10-4-4/ Сталь38Х2МЮА.	1,5	12	18	HV900
МРП. Поршень- шатун; Поршень-гільза	Чавун А4В –1 / Сталь 18ХГТ.	45	0,05	2,25	Ц/56-62
	Чавун А4В –1 / Сталь 18ХГТ.	20	0,45	9	Ц/56-62
НАП. Підп'ятник – НД	БрАЖ9-4 / Сталь Х12Ф1	1,5	11	16,5	ОЗ/59-62
НАП. Підп'ятник – НД	БрОСН 10-2-3 / СтальХ12Ф1	1,5	15	22,5	ОЗ/59-62
НПЛ. Пластина – статор	Сталь Р6М5 – Сталь ШХ15, або	700	6	4200	ОЗ/60-64
	СтальР6М5/металокерам. Ж420Х3	700	3	2100	ОЗ/60-64

Примітки: p - питомий тиск, МПа; v - швидкість, м/с; $p \times v$, МПа $\times$ м/с; Вид термо-обробки: ОЗ – об'ємне загартування; Ц – цементация; Аз - азотування; НД – гідромашини з похилим диском; РД – розподільний диск; НРП – насос радіальнопоршневий; НАП – насос аксіальнопоршневий; НПЛ – насос пластинчастий; МРП – гідромотор радіальнопоршнвий.

Технічні характеристики ущільнювальних вузлів для ОГП та сучасні матеріали для виготовлення та ремонту, що застосовуються фірмою «Seal Jet UKRAIN», наведені в табл. 2 [10; 11]. Як матеріали ущільнення пар зворотно-поступального руху застосовуються ECOFLON і ECORUBBER (нітрильний, гідрований і фторкачуки).

Технологія ХАДО відноситься до способу безрозбірного ремонту машин та механізмів, склади ХАДО (ревіталізатори) випускаються за технічними умовами ТОВ ХАДО, м. Харків [12]. Відкриття явища ревіталізації (походить від латинського «vita» – життя) базується на унікальних фізико-хімічних процесах, які за певних умов можуть відбуватися в зоні тертя.

Таблиця 2 - Технічні характеристики ущільнень фірми «Seal Jet UKRAIN»

Тип ущільнення, тиск, МПа	Матеріал	Температура, °C	Швидкість, м/с
Брудозійники	ECOFLOX	- 20(30) ...200	5
Ущільнення манжетне штока – 40 МПа	ECOFLOX	- 30...100	10
Ущільнення штока манжетне – 45 МПа	ECOFLOX	- 40...200	10
Ущільнення поршня манжетне – 40 МПа	ECOFLOX	- 30...100	10
Ущільнення поршня манжетне – 70 МПа	ECORUBBER	- 30...100	0,5
Ущільнення поршня манжетне – 150 МПа	ECORUBBER	- 30...100	0,3
Ущільнення валу манжетне – 0,5 МПа	ECORUBBER	- 20(60)...200	10 (15)
Ущільнення валу манжетне – 40 МПа	ECOPUR	- 20(50)...200	0,2
Ущільнення валу – 30 МПа	ECOFLOX	- 50...100	2

При роботі вузлів тертя на підвищених навантаженнях виділяється надмірна енергія, яка спрямована на руйнування при поверхневих шарів деталей контртіл. В основі ефекту ревіталізації лежить гіпотеза про те, що при внесенні в зону тертя «будівельного» матеріалу-ревіталізанта створюються такі умови, за яких енергетично більш вигідно будувати нове, а не руйнувати старе, тобто. енергія руйнування перетворюється на енергію творення. Таким чином, ревіталізація починається в перевантаженій зоні, оскільки саме тут досить надмірної енергії для початку нового процесу і атоми металу мають найбільшу кількість вільних (некомпенсованих) зв'язків. Ці зв'язки, як магніти, захоплюють та утримують саме у місцях зносу будівельний матеріал-ревіталізант. При появі навантажень енергетичний активатор спрямовує надмірну енергію на будівництво нових кристалічних ґрат. Таким чином, на старій основі формується нове покриття. На місці наявних ушкоджень (подряпин) з'являється металокерамічна латка і зона аномальної активності зникає, енергетичні процеси стабілізуються, подальше зростання поверхонь припиняється. Одночасно відбувається взаємна дифузія двох речовин (металу та кераміки), яка завершує процес формування нового покриття, цементуючи і остаточно знищуючи дефект поверхні.

Основні характеристики, досягнуті за допомогою ХАДО:

- Мікротвердість - 650-670 кгс/ мм² (6500-6700 Н/ мм²);
- Висока корозійна стійкість;
- Шорсткість поверхні до $R_a = 0,06$ мм;
- найбільший приріст металокерамічного покриття: на зубцях шестерень – 1,5 мм; на деталях циліндропоршневої групи – 0,2 мм; на плунжерах паливних насосів – 0,02 мм;
- Підвищення мастильних властивостей оливо і пластичних мастил.

Оцінка змащувальних властивостей на 4-х шариковій машині тертя за ГОСТ 9490 показала, що в порівнянні зі стандартним мастилом «Літол-24» так зване «ремонтне» мастило ХАДО має істотні переваги по навантаженню зварювання, критичному навантаженню та індексу задирання 2,5; 3,5 та 2,2 рази, відповідно.

Найбільший досвід використання технології ХАДО отримано у ДВЗ, компресорах та механічних передачах.

Метою стендових досліджень було визначення ефективності впливу складу ХАДО на аксіальнопоршневі гідромашини з похилим блоком циліндрів. Об'єкт випробувань – гідромотор типу 410.56 із робочим об'ємом 56 см^3 виготовлення одеського ВАТ «Будгідравліка». Критеріями ефективності при проведенні випробувань було прийнято зміну різниці (перепаду) тисків на вході та виході з гідромотора та зовнішніх витоків з корпусу при фіксованих значеннях тиску на виході з гідромотора та температури РР. Зміна перепаду тисків дозволяє судити про відповідну зміну механічних втрат у гідромоторі [8; 9]. При випробуваннях визначався перепад тисків на гідромоторі в зоні низьких частот обертання $100...120 \text{ хв}^{-1}$, причому вимірювання проводилися щодня в момент ранкового пуску, щоб уникнути внесення похибки в результати вимірювань [8]. Витоки РР (олива гідравлічна МГЄ-46В) визначалися при температурі в гідробаку 60°C . Гідромотор пройшов попередню обкатку перед введенням в РР складу ХАДО і показував стабільні результати по перепаду тисків і витоків. Після введення в гідробак ємністю 50 дм^3 тубиків складу ХАДО загальний час напрацювання гідромотора склав 28 годин. До складу стендового обладнання входили також шестеренний насос НШ-10, регулятор витрати МПГ55-24 та клапан тиску ПГ54-32М.

Внаслідок випробувань отримано зниження (рис. 3):

- перепаду тисків на 71 % (з 1,2 МПа до 0,35 МПа);
- витоків РР на 26 % (з $500 \text{ см}^3/\text{хв}$ до $370 \text{ см}^3/\text{хв}$).

Слід зазначити більш інтенсивне зниження перепаду тисків (в 1,5 рази за перші 4,6 години напрацювання), в той же час зниження витоків РР стало виявлятися тільки в інтервалі 4,6...11,1 годин напрацювання.

При розбиранні гідромотора виявлено високоякісний стан поверхонь контртіл поршневих груп і розподільного вузла, причому виявлені до випробувань подряпини і дрібно-осередкові сліди припалів зникли і в цілому стан поверхонь значно вище за класом шорсткості в порівнянні зі станом серійних гідромашин. Ефективність впливу технології ХАДО на гідромотор підтверджується зниженням витоків РР та втрат на тертя (тертя ковзання в поршневих групах та розподільному вузлі, тертя кочення – у приводному фланці).

Наслідком вищевикладених змін є підвищення об'ємного ККД гідромотора та його ресурсу. Так як в процесі приробки не відбулося збільшення витоків (характерного для абсолютної більшості гідромашин), отже, технологія ХАДО забезпечує припрацювання гідромашин без зносу контртіл, що є передумовою збільшення їх ресурсу в експлуатації. Таким чином, основним висновком проведених експериментальних досліджень є встановлення ефективності застосування технології ХАДО в ОГП, що дає підставу рекомендувати її для безрозбірного ремонту аксіальнопоршневих гідромашин з метою збільшення об'ємного ККД і ресурсу.

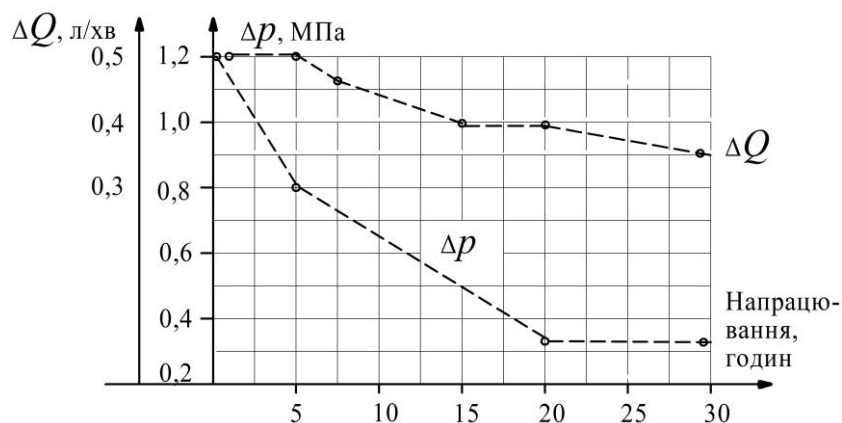


Рисунок 3 - Зміна перепаду тисків та витоків РР у гідромоторі при випробуваннях зі складом ХАДО

Подальші дослідження мають бути спрямовані на визначення впливу технології ХАДО на ресурс ОГП. У той же час, враховуючи великі ємності гідробаків гідросистем, що досягають значень 50...1000 дм³ і більше, необхідно проведення функціонально-вартісного аналізу для вирішення питання про технологію обробки гідрообладнання складом ХАДО.

З точки зору економічності безумовну перевагу слід віддавати індивідуальній обробці окремих гідромашин і гідроапаратів у локальних обсягах, проте при цьому необхідно також мінімізувати тривалість обробки, як це вирішується при обкатуванні гідромашин, де її тривалість при заводських приймальних випробуваннях, як правило, обмежена кількома десятками хвилин.

Робочою рідиною називається рідина, призначена для застосування в ОГП [13]. До основних властивостей РР відносять питому вагу і щільність, в'язкість, стисливість, стабільність та ін.

Класифікація РР, побудована згідно [13, 14], наведена на рис. 2

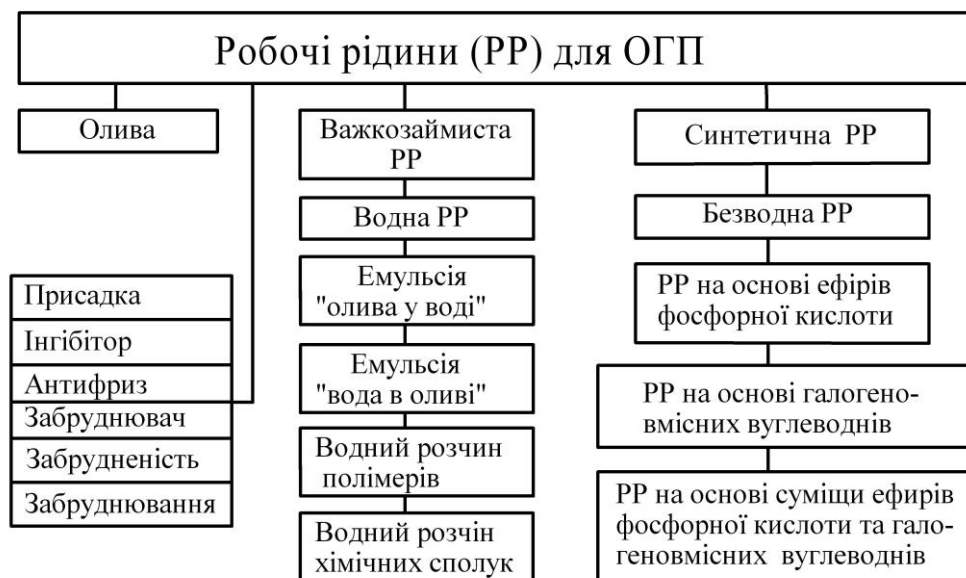


Рисунок 2 – Класифікація робочих рідин для ОГП

Вибір РР для ОГП проводять перш за все виходячи із задоволення трибологічним (змащувальним) і в'язкісно-температурним характеристикам гідромашин, що закладаються конструктором у проєктований ОГП. У цей час виробники гідрообладнання розширили асортимент рекомендованих для експлуатації РР, а номенклатура випуску останніх дозволяє зробити вибір з урахуванням таких важливих чинників як вартість, сумісність з уже використовуваними РР, забезпечення екологічної безпеки, вогнестійкості та ін. Зазвичай великі труднощі виникають при призначенні сорту РР при розробці оригінальної конструкції гідромашини, що відрізняється вищими технічними параметрами в порівнянні з аналогами за частотою обертання, тиском і екстремальними значеннями температур.

Для ОГП рекомендують РР на нафтовій основі:

- 1) гідравлічні класів HLP і HVLP згідно зі стандартом DIN 51524, частини 2 і 3;
- 2) моторні за стандартами API-SF або CD, MIL-L 2104C і MIL-L 46152B;
- 3) для автоматичних коробок передач класу ATF;
- 4) високоякісні турбінні оливи та інші РР класу HVLP з високим значенням індексу в'язкості (більше 140), які як і всесезонні моторні оливи досить добре підходять для експлуатації в складних температурних умовах роботи ОГП.

При виборі сорту РР необхідно дотримуватися рекомендацій виробників гідромашин та інших гідропристроїв, які часто представлені у вигляді посилань на національні або міжнародні стандарти – класифікатори РР.

Класифікація гідравлічних олив за ГОСТ 28549.5 [15] відповідає стандарту ISO 6743/4-82, включаючи мінеральні водомістні олії і безводні синтетичні РР. Приклад позначення РР за ГОСТ 28549.5: повне ISO-L-HV 32; скорочене L-HV 32 (L – клас РР, Н – гідравлічні системи, причому букви L і Н завжди є присутніми в позначенні, V – категорія РР в залежності від властивостей і сфери застосування, 32 – клас в'язкості за ГОСТ 17479.3/ISO 3448).

При застосуванні в ОГП моторних олив слід враховувати відповідність їх класів в'язкості гідравлічним РР (ISO VG - SAE): 22(HLP)-5 W; 32(HLP)-10 W; 46(HVLP)-10W30; 68(HVLP/HLP)-10 W 30/20 або W 20; 100 (HLP)-W 30.

При оптимальному значенні кінематичної в'язкості РР досягається максимальний ККД ОГП, при екстремальних значеннях в'язкості, як правило, вводяться обмеження за тривалістю роботи і максимальними значеннями асоти обертання і тиску гідромашин щоб уникнути виникнення режимів змішаного тертя й ушкодження поверхонь контртіл (поршневих груп, розподільного вузла, підшипників кочення і ковзання).

Підготовка ОГП до експлуатації при низьких температурах зовнішнього повітря пов'язана з таким важливим чинником, як підтримка мінімального перепаду температур між гідропристроями і РР щоб уникнути заклинювання прецизійних пар ковзання (поршневих і золотникових) і підшипників кочення. Зазвичай цей перепад температур не повинен перевищувати 20...35 °С.

В'язкісно-температурні властивості РР характеризуються індексом в'язкості (ІВ), розрахунок якого регламентований ГОСТ 25371. Чим більше значення ІВ, тим пологішою є в'язкісно-температурна характеристика РР.

Значення індексу в'язкості для вживаних в ОГП РР:

1) $ІВ = 90...100$ – для ОГП стаціонарних машин, що працюють у приміщенні;

2) $ІВ = 120...200$ – для ОГП, що працюють на відкритому повітрі, зокрема мобільних машин;

3) $ІВ = 200...360$ – для ОГП, що експлуатуються в умовах граничних низьких температур навколишнього повітря.

Для гідромашин мінімальне значення в'язкості складає $5...15$ сСт, оптимальне $12...60$ сСт і максимальне – не більше $1600...2000$ сСт. Слід підкреслити, що хоча останніми роками на західноєвропейському ринку з'явилися гідромашини і гідрообладнання, адаптовані до роботи на підвищених температурах РР до $100...135$ °С, ці досягнення є унікальними і отримані в результаті великого обсягу досліджень і експериментального досвіду в галузі нових конструкторських рішень і матеріалів, і не знижують важливості проблем, пов'язаних зі зношенням, зниженням ККД і довговічністю ОГП та РР.

Для оцінки трибологічних характеристик гідравлічних та трансмісійних олив за кордоном широко застосовують стенди, що імітують роботу зубчастих зачеплень, зокрема стенд для проведення тесту FZG A/8.3/90 за стандартом DIN 51 534, ч. 2. До складу стенду входять випробувальні зубчасті колеса, як складові ланки замкненого силового ланцюга, і навантажуванні в результаті пружної деформації від закручування одного з елементів. Випробування проводять при ступінчастому підвищенні навантаження (регламентується 12 ступенів), початковій температурі РР 90°C і швидкості обертання в 8,3 м/с. Після закінчення роботи на кожному ступені навантаження оглядають робочі поверхні зубів коліс, відзначають зміну виду робочих поверхонь коліс і проводять їх зважування. Критерієм оцінки властивостей РР прийнято різке зменшення маси випробувальних зубчастих коліс або руйнування (задирок) більше 20 % робочої поверхні їх зубів.

Для вітчизняних олив (гідравлічних, моторних і трансмісійних) використовується методика оцінки трибологічних характеристик на чотиришариковій машині тертя (ЧШМ) за ГОСТ 9490 (визначаються індекс задирок, навантаження зварювання і діаметр плями зносу). Трибологічні характеристики, отримані за різними методиками, можуть приблизно порівнюватися між собою: ступені 11 і 12 навантажень за тестом FZG еквівалентні значенням плями зносу 0,35 і 0,5 мм при навантаженні 200 і 400 Н, відповідно, 11-й ступінь навантаження еквівалентний індексу задирок більше 336 при випробуваннях на ЧШМ. При роботі на високому тиску пари тертя гідромашин працюють з великими контактними навантаженнями і для зниження зносу в гідравлічні оливи вводять антифрикційні і антизадирні присадки. Тому при підборі РР для ОГП рекомендується оцінка їх трибологічних характеристик за тестом FZG на відповідному робочому (експлуатаційному) тиску (табл. 3) [8; 9].

Таблиця 3 – Вимоги до властивостей протизносу РР ОГП (рекомендації фірми «PARKER»)

Рівень тиску / сорт РР за DIN 51524	Тиск, МПа	Число ступенів навантаження (тест FZG)
0	8...12,5	≥ 5
1 – HL	12,5...20	5–6
2 – HL	20...25	7–9
3 – HLP	25...32	≥ 10
–	Більше 32	≥ 12

У цей час ринок РР представлений в Україні провідними світовими фірмами «British Petroleum», «Mobil», «Shell», «Petrofer», «Castrol», «Aral», «Optimol», «Tribol», «Molub-Alloy» та ін., фірмами країн СНД і вітчизними виробниками – ВАТ «АЗМОЛ» (м. Бердянськ) і «Кременчуцький нафтомаслозавод (НПЗ)» [8; 9].

Підвищений інтерес з погляду використання в гідромеханічних трансмісіях і двопотокових коробках зміни передач (що поєднують ОГП і планетарну коробку передач) представляють РР серії ATF для автоматичних коробок передач. Ці РР мають тривалий термін служби і практично без заміни можуть експлуатуватися в автоматичній трансмісії транспортного засобу. Історично склалося так, що вимоги до оливо ATF встановлюються провідними автомобільними фірмами «General Motors» і «Ford». Так ОАО «Гідросила» рекомендує оливу «А» (ТУ 38.1011282-89) для застосування в ОГП типу ГСТ з обмеженням у температурі зовнішнього повітря «мінус» 12°C. Для РР класу ATF виробники не наводять трибологічних характеристик, що ускладнює їх порівняння з іншими сортами, які рекомендуються для ОГП. Винятком є характеристики синтетичної РР «AMSOIL ATF», що має ІВ = 182 (значення в'язкості при 40 і 100°C складають 36 і 7 сСт, відповідно, властивості текучості зберігаються до «мінус» 56 °C) і значення плями зносу на ЧШМ – 0,4 мм при навантаженні 400 Н, частоті обертання 1200 хв⁻¹ і тривалості в 1 годину згідно зі стандартом ASTM D 41728В.

Сучасний досвід використання РР в ОГП мобільних машин [16...18]:

1) олива гідравлічна ВМГЗ (ТУ 38.101479-86) для експлуатації при температурі від «мінус» 40 до 60 °C;

2) олива гідравлічна МГЕ-46В (ТУ 38.001347-95) для експлуатації при температурі від «мінус» 5 °C до 70 °C;

3) олива індустріальна І-30А (ГОСТ 20799) як заміник МГЕ-46В;

4) олива трансмісійна ТАД-17і (ТУ У 23.2-00152365-142-201) на мінеральній основі, що містить багатофункціональну сірофосфорну, депресорну та антипінну присадки і призначена для змащування циліндрових, конічних, черв'ячних, спіральних-конічних та гіпоїдних передач автомобілів й іншої техніки. Олива ТАД-17і належить до групи ТМ-5 за ГОСТ 1479.2 (GL-5 за стандартом API) і допускає роботу механізмів з ударними навантаженнями і при високій контактній напрузі;

5) оливи «Mobil» DTE 19M (гідравлічна) і для автоматичних трансмісій ATF 200 (суфікс «А» [17]) використовувалися для аксіальнопоршневих гідромашин фірм «REXROTH BOSCH GROUP» і «SAUER- SUNDSTRAND». Сорт РР підбирали згідно з умовами експлуатації ОГП: DTE 19M при температурі 80...115°C; ATF 200 – при 60...80°C;

6) оливи для автоматичних трансмісій «Mobil ATF 200/220» (ІВ = 149/161, відповідно) застосовувались за своїм цільовим призначенням у планетарних коробках зміни передач із гідравлічним і електрогідравлічним видами керування;

7) синтетична олива ГП №1 розробки «АЗМОЛ» досліджена на стенді з аксіальнопоршневою і шестеренною гідромашинами;

8) гідравлічна олива МГЕ-10А (ОСТ 38.01281-82) з антиокислювальною і протизносную присадками випробувана в ОГП спеціальних інженерних машин.

Сучасною тенденцією є уніфікації РР для трансмісій, двигунів і ОГП тракторів. Наприклад, концерн ADDINOL LUBE OIL GmbH виробляє трансмісійно-гідравлічні мінеральні оливи серії UTTO для тракторів (Universal Tractor Transmission Oil), будучи одночасно продуктом серії TOU (Tractor Oil Universal) [19; 8; 9]. Оливи UTTO відповідають по класифікації моторним SAE10w30, 10w40, 15w40 і 20w40 (UTTO Extra 20w-40 з температурою застигання «мінус» 39°C), трансмісійним GL-4(API) і гідравлічним HLP-D і HVLP (DIN 51524 2/3). Наприклад, олива UTTO 10w30 відповідає гідравлічному класу HVLP46 (Н – олива гідравлічна, V – з поліпшеними в'язкісно-температурними властивостями, L – з антиокисною присадкою, P – з протизношувальною присадкою, 46 – коефіцієнт кінематичної в'язкості РР – 41,4...50,6 сСт при температурі 40°C).

Застосування універсальних усесезонних олив дозволяє спростити проблеми їх утилізації та виключити можливі помилки персоналу, пов'язані з використанням оливи не за призначенням, що може призвести до зниження ресурсу і надійності агрегатів (наприклад, при заправці ДВЗ трансмісійною оливою).

Одним із сучасних напрямків щодо забезпечення екологічної безпеки ОГП є застосування робочих рідин, що біологічно розкладаються (БІО-РР). Досить широко використовувані для гірничого устаткування і в гарячих цехах РР на водній основі мають недостатні змащувальні властивості, малу в'язкість, корозійну активність, схильність до кавітації та істотну залежність в'язкості від тиску. Перспективніше використання БІО-РР, які істотно ближче за своїми характеристиками до мінеральної оливи, проте практично не забруднюють навколишнє середовище. Біологічний розпад за нормами СЕС-L-33-T82 (21 день) для рослинних РР складає 70...98%, для поліалкіленгліколів 35...95%, для синтетичних ефірів 5...95%, а для мінеральних олив не більше 15...30%. Оскільки гліколі є водорозчинними речовинами, то вони можуть забруднювати ґрунтові води і тому мало придатні. Таким чином, оптимальним є використання рослинних РР (наприклад, рапсової) і синтетичних ефірів, що добре розклада-

ються, причому присадки також повинні володіти властивостями біологічного розкладання.

Терміни заміни РР не регламентовані єдиними нормативними документами і зазвичай є рекомендованими в експлуатаційній документації. Для складних умов експлуатації і при низькій якості РР термін її експлуатації до повної заміни знаходиться в межах 500...2000 годин, а за ідеальних умов експлуатації може досягати 20 тис. годин.

Висновки

1. Приведений практичний досвід щодо застосування матеріалів пар тертя ковзання в сучасних насосах і гідромоторах може бути корисним при проектуванні нових гідромашин та їх ремонті. Це також стосується матеріалів ущільнень та робочих рідин.

2. Досвід використання технології ХАДО в об'ємних гідроприводах обмежений тільки досить короткочасними стендовими дослідженнями, тому потребує проведення ресурсних випробувань насосів і гідромоторів з моніторингом зношування прецизійних пар тертя ковзання та кочення.

3. Наведенні інформаційні та практичні результати досліджень плануються для викладання студентам-магістрам з дисципліни «проектування та випробування гідроприводів будівельних та дорожніх машин» в ХНАДУ.

Література

1. Підвищення зносостійкості вузлів об'ємного гідропривода / Глушкова Д.Б., Аврун Г.А., Рижков Ю.В., Воронков О.І., Степанюк А.І., Гнатюк А.А. // Вісник ХНАДУ, вип. 94, 2021. С. 80-84.

2. https://www.khadi.kharkov.ua/fileadmin/P_vcheniy_secretar/%D0%9C%D0%90%D0%A2%D0%95%D0%A0%D0%86%D0%90%D0%9B/2021/robotu_zapros_h/TKMtaM_Bulat.pdf / Застосування іонно-плазмової технології для підвищення довговічності елементів будівельно-дорожніх машин

3. Гуменюк І.А. Триботехнічні властивості сталі 12Х18Н10Т, поверхнено модифікованої комбінованими покриттями/ Дисертація на здобуття наукового ступеню кандидата технічних наук // 05.02.04 – тертя та зношування в машинах. – Національний авіаційний університет. - Київ. – 2018. – 201 с.

4. Винокуров, Є.Г. Електроосадження модифікованих дисперсними частинками хромових покриттів та їх фізико-механічні властивості / О.Г. Винокуров, АМ Арсенкін [та ін] // Захист металів. - 2006. - Т.42. - №3. - С. 312- 316.

5. Долматов, В.Ю. Одержання зносостійких хромових покриттів із застосуванням наноалмазів різної природи / В.Ю. Долматов, Т. Фуджимура, Г.К. Буркат [та ін] // Надтверді матеріали. - 2002. - №6. – С. 16–21.

6. Корнійчук, І.М. Інтенсифікація хромування відновлюваних деталей сільськогосподарської техніки: автореф. дис. канд. техн. наук : 05.20.03 / Корнійчук Ігор Миколайович. - М. - 1996. - 17 с.

7. Шнейдерман О.Ш. Способ изготовления биметаллических деталей. Патент на полезную модель № 5646 / Шнейдерман О.Ш., Шнейдерман И.О.// Дата публикации 15.03.2005. – Индекс МПК С23С2/02.

8. Аврунин Г.А. Гидравлическое оборудование строительных и дорожных машин: учебник / (Г. А. Аврунин, И. Г. Кириченко, В. Б. Самородов); под ред. Г. А. Аврунина. – Харьков: ХНАДУ, 2016. – 438 с.

9. Аврунин Г.А. Эксплуатация гидравлического оборудования строительных и дорожных машин: учебное пособие / Г. А. Аврунин, И. Г. Кириченко, В. Б. Самородов; под ред. Г. А. Аврунина. – Х.: ХНАДУ, 2013. – 438 с.

10. https://youcontrol.com.ua/catalog/company_details/31540042

11. <https://myzp.info/catalog/sial-dzhet-ukraina-proizvodstvo-uplotnitelej-dlya-silovoj-gidravliki-i-pnevmatiki-seal-jet-ukraine.htm>

12. Аврунин Г.А. Исследование влияния «ХАДО-технологии» на технические характеристики объемных гидравлических машин / Г. А. Аврунин // Промислова гідроліка і пневматика. – 2005. – №2(8). – С. 45-47.

13. Гидроприводы объемные и пневмоприводы. Часть 1. Общие понятия. Термины и определения (ДСТУ 3455.1-96). – [Введен с 1998-01-01]. – 48 с. – (Державний стандарт України).

14. Гидроприводы объемные и пневмоприводы. Часть 4. Кондиционеры рабочего сре́довища, гидропосудины и пневмопосудины, гидропроводы и пневмопроводы. Термины и определения (ДСТУ 3455.4-96). – [Введен 1998-01-01]. – 30 с. – (Державний стандарт України).

15. Смазочные материалы, Индустриальные масла и родственные продукты (класс L). Классификация. Группа Н (гидравлические системы). (ГОСТ 28549.5-90/ИСО 6743/4-82). – [Введен 1991-01-07]. – 5 с. – (Государственный стандарт СССР).

16. Исследование характеристик масла Тад-17и при испытаниях в объемном гидроприводе / Г.А. Аврунин, А.В. Истратов, Ю.Ф. Мартынов и др. // Промислова гідроліка і пневматика. – 2005. – № 2(8). – С. 20–24.

17. MOBIL. Каталог автомобильных и индустриальных масел. MOBIL – 2003. – 21 с.

18. Shell. Каталог смазочных материалов // СП «Донбасс-Ойл» – офиц. дистрибьютор Shell East Europe Company Limited. – Донецк :– 2004. – 54 с.

19. <https://addinol.shevrox.com/universal-tractor-oils/addinol-utto/>

СТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО, ТЕРМОСТАБІЛЬНОГО СПЛАВУ З ТВЕРДОРОЗЧИННО-БОРИДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ

Князєв С.А., к.т.н., майстер виробничого навчання,
Князєва Г.О., Ph.D, ст. викладач, Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»

Анотація. У роботі представлено експериментальні результати отримання високобористого сплаву шляхом індукційної плавки. Досліджено мікроструктуру, фазовий склад, макро-, мікро- та нанотвердість, пластичність отриманого матеріалу у вихідному стані. Прослідковано зміну властивостей після високотемпературного відпалу 1100 °C в окисному середовищі протягом 8 годин.

Ключові слова: високобористий сплав, мікротвердість, нанотвердість, мікроструктура, твердий розчин, бориди, пластичність, термостабільність

CREATION OF A HIGH-STRENGTH, THERMOSTABLE ALLOY WITH SOLID-SOLUTION-BORIDE HARDENING

Abstrac. The paper presents the experimental results of obtaining a high-boron alloy by induction melting. The microstructure, phase composition, macro-, micro-, and nanohardness, plasticity of the material in the initial state were studied. Changes in properties as a result of high-temperature annealing at 1100 °C in an oxidizing environment for 8 hours are studied.

Key words: high-boron alloy, microhardness, nanohardness, microstructure, solid solution, boride, plasticity, thermal stability.

Вступ

Одним з найважливіших завдань у вивченні та створенні металів є отримання нових металів з покращеними властивостями. Як відомо, механічні властивості матеріалів суттєво залежать від їх хімічного складу та особливостей кристалоструктурного стану. Для зміни їх властивостей використовують різні механічні впливи, термічну обробку тощо, але ключовим чинником залишається вибір їхнього хімічного складу. Раніше на хімічний склад впливали лише додаванням різних металів у невеликій кількості, тобто легували їх двома-трьома компонентами. Але багатокомпонентні сплави в теорії надають вирішення багатьом проблемам і покращують властивості металів.

Аналіз публікацій

У 20 столітті завдяки швидко наростаючим потребам промисловості в різних конструкційних і функціональних металевих матеріалах безперервно створювалися нові технології і на їх основі розроблялися нові леговані сталі і сплави. Поступово збільшувалися як кількість основних легуючих елементів,

так і їх частка у загальній масі матеріалів. Деякі марки сталей і сплавів, що застосовуються, насамперед, нержавіючі, жароміцні, високоміцні, вже містили 4-5 контрольованих основних легуючих елементів масою до 30-40 %, високоміцні алюмінієві сплави – 3-4 елементи за масою до 10-15 %, латуні та бронзи – до 40 та 15 %, відповідно. В інтерметалідах, що становлять широкий клас атомно-впорядкованих з'єднань вихідних металевих елементів, навпаки, використовувалося 2-3 основних метали, що утворюють матеріал, але у великій концентрації. Вони, часто не володіючи хорошими конструкційними та технологічними характеристиками, інтерметаліди мали особливі функціональні властивості: надпровідність (Nb_3Sn , V_3Ga), магнет (Fe , Ni , Co), жаростійкість (NiAl , CoAl , CoNiAl), жароміцність (Ni_3Al , Ti_3Al , TiAl), ефекти пам'яті форми, термічно, деформаційно або магнітно - керовані (TiNi , Ni_2MnGa та ін.) [1-4].

Ідея багатокомпонентних сплавів полягає в тому, що п'ять і більше металевих компонентів, взятих у рівних або близьких мольних частках, можуть утворювати однофазний кристалічний сплав. Рівні кількості компонентів відрізняють багатокомпонентні сплави від традиційних сплавів, в яких один компонент є основою, інші містяться в невеликих кількостях, як легуючі добавки [5, 6]. Передбачалося, що внаслідок ефекту високої ентропії змішування і уповільнення дифузії атомів у таких багатокомпонентних металевих матеріалах і в рідкому, і в твердофазному стані будуть формуватися багатокомпонентні розчини, а тенденція до атомного впорядкування, розпаду або сегрегації – придушуватись [7-10]. В результаті будуть забезпечені умови для утворення твердорозчинних фаз та наноструктур у процесі затвердіння [10, 11].

Велика кількість робіт була спрямована на вивчення структури, фазового складу, механічних та фізичних властивостей різних литих багатокомпонентних еквіатомних сплавів, здебільшого системи AlCrFeCoNiCu , а також порівняння цих сплавів із традиційними та пошук їх застосувань. Так, на підставі результатів робіт [10, 12, 13], виконаних в основному методами рентгеноструктурного фазового аналізу і растрової електронної мікроскопії, можна стверджувати, що варіювання складу поблизу вихідного багатокомпонентного сплаву, зокрема, змінюючи вміст Al межах $0 \div 3$ частки або по черзі всіх інших, впливає на фазовий та хімічний склад сплаву, а також процес зростання дендритів. Причому автори вважали, що і дендрити, і міждендритні області зазнавали розпаду, який особливо виражений у сплавах при великому вмісті $\text{Al} \geq 1$ частки. При цьому передбачалося наявність спинодального розпаду в дендритах, а в міждендритних областях - евтектичної реакції з утворенням суміші фаз ГЦК та ОЦК. Цікаво, що підставою для цього послужило лише спостереження методом скануючої електронної мікроскопії перлітоподібних, модульованих пластинчастих мікроструктур та рентгенівські дані про двофазність (ГЦК+ОЦК) структур [13].

Різнорідні атоми можуть утворити твердий розчин заміщення, якщо їх розміри, валентність та електронегативність знаходяться у певних співвідношеннях. Ці співвідношення виражаються правилами Юм-Розері [14]. Ще у

1934 р. Юм-Розері, Меботт і Ченнел-Еванс висловили припущення, що це два метали можуть утворювати широку область твердих розчинів, якщо радіуси їх атомів різняться трохи більше, ніж 14%.

Поряд із розмірним фактором, Юм-Розері сформулював ще три критерії утворення твердих розчинів. Другий критерій, названий електрохімічним фактором [15], говорить, що електронегативність атомів (здатність атомів-компонентів твердого розчину притягати електрон) повинні бути близькі (рис. 1).

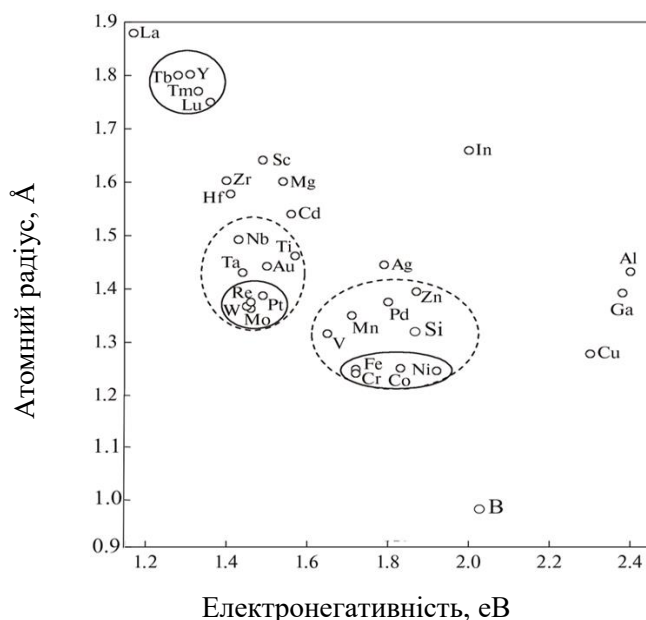


Рисунок 1 – Співвідношення атомних радіусів та електронегативностей для деяких металів. Суцільними контурами позначені групи атомів, які можуть становити основу багатокомпонентних сплавів, штриховими – близькі до них за сукупністю розмірного та електрохімічного факторів атоми

Якщо вони дуже різняться, то області твердих розчинів звужуються і переважно утворюються хімічні сполуки (у металевих системах – інтерметаліди). З цієї причини, наприклад, сильно електропозитивні лужні метали (K, Na) і електронегативні елементи (S, Se, Te) в основному не утворюють твердих розчинів у нормальних металах.

Бор знаходиться за межами овалів (рис. 1), але його можна використовувати в багатокомпонентних сплавах, так як він знаходиться по відношенню до атомних радіусів та електронегативностей ближче, ніж інші металоїди - вуглець, азот тощо. Бор вводиться до складу великої групи жароміцних високолегованих сталей і майже всіх сплавів на нікелевій основі [16]. Як і в конструкційних сталях, бор, що вводиться у вигляді мікродобавки до жароміцних сталей, розміщується в дефектних місцях кристалічної решітки твердого розчину, якими, насамперед, є граничні зони. В результаті легування бором ділянок біля меж, а також меж блоків і інших ділянок з дефектами решітки підвищується міжкристалічна міцність і сповільнюються дифузійні процеси, що

збільшує опір проковзування зерен і утворення пор при високих температурах в зістарених жароміцних сплавах на залізній і нікелевої основі, в яких спостерігається переважно зернограничний механізм деформації і руйнування при повзучості. Це визначає ефективність впливу мікролегування бором, виражену в значному підвищенні тривалої міцності, опору повзучості і втоми, істотне зростання запасу пластичності при тривалому розриві і ударній в'язкості, зниження чутливості до надрізу [17].

Бор найбільш ефективно підвищує тривалу міцність (час до руйнування) жароміцних сталей в порівнянні з такими елементами, як кальцій, рідкісноземельні елементи і цирконій. Як і в конструкційних сталях, в жароміцних є оптимальний вміст бору, відповідно його розчинності в матриці. Перевищення оптимального вмісту бору може призвести до утворення боридних фаз або легкоплавкої боридної евтектики; їх розташування на межі зерен погіршує пластичність, знижує ударну в'язкість і жароміцність сплавів. Оптимальна концентрація бору в литих сталях значно вище, ніж в деформованих, що пояснюється підвищеною кількістю дефектів в литому металі в порівнянні з деформованими; це ж відноситься до дрібнозернистих деформованих сталей [18].

Таким чином, оптимальна кількість бору у сплаві, з точки зору комплексу механічних властивостей, залежить від кількості інших елементів, що потребує подальшого вивчення.

Результати досліджень та їх обговорення

В експериментальній частині для виготовлення шихти будуть використовуватися такі складові: речовина-постачальник активних атомів бору, активатор, металева стружка. Однією з головних складових є речовина – постачальник активних атомів бору. Вона забезпечує появу атомів бору. До речовин – постачальників ставлять такі основні вимоги: високі адгезійні властивості, стійкість до вологи та окислення, невелика собівартість та бездефіцитність, низька температура дисоціації, визначена зернистість порошку.

Для здійснення плавки готувалася шихта, яка складається з хімічно чистого карбіду бору B_4C , активатору NaF та металевої стружки. Плавку здійснювали у графітовому тиглі за допомогою високочастотного генератора ВЧГ6–60/0,44. Температура плавки та часові характеристики процесу визначались за допомогою інфрачервоного пірометра під'єданого до персонального комп'ютеру, що дозволило отримати криву нагріву (рис. 2).

Один із відрізаних фрагментів зразка виділений для проведення відпалу при температурі 1100 °С протягом 8 годин з подальшим повільним охолодженням з печі. Для цього експерименту використовується електропіч СНО 7,2 /1200 з цифровим регулятором І4ПР.

Вимір макротвердості виливки показав високі характеристики матеріалу: 63 – 65,5 HRC. Після високотемпературного відпалу рівень твердості практично не змінився: 63 – 64 HRC, що говорить про високу термічну стабільність сплаву

і мінімальні структурні перетворення, навіть при тривалій дії температури 1100 °С.

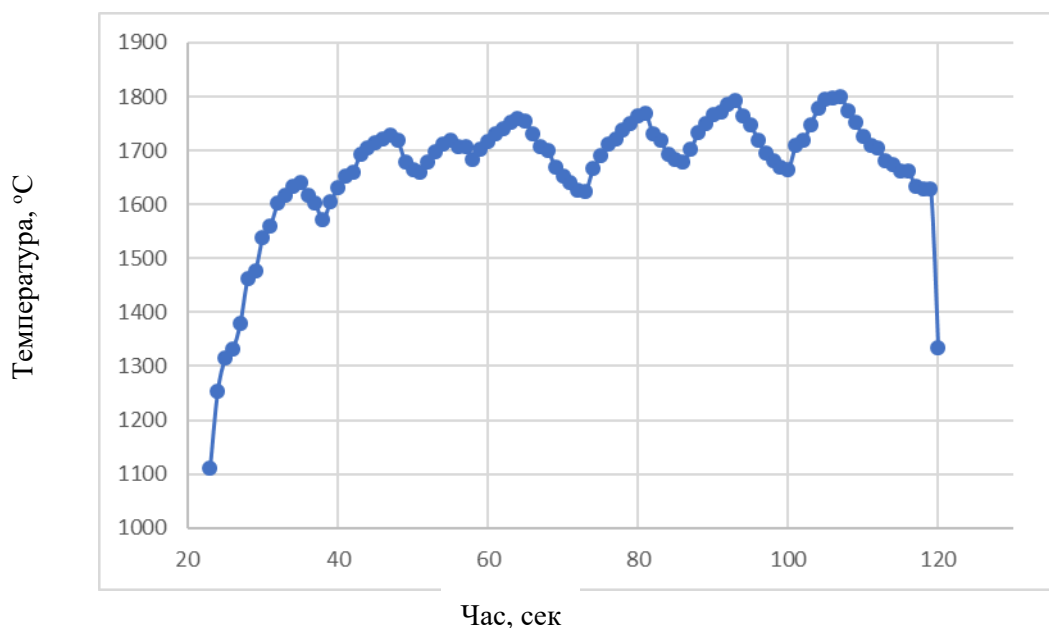


Рисунок 2 – Термічна крива плавки

Для визначення легких елементів, бору та вуглецю, в отриманих зразках використовуємо прилад SPECTRO. Результати елементного аналізу представлено у табл. 1.

Таблиця 4.1 – Елементний склад зразків, % по масі

Зразок/Елемент	C	B	Cr	Mn	Si	Ni	S	P	Fe основа
Металева складова шихти (вихідна)	0,08	-	20,1	10,3	1,7	5,1	0,053	0,05	Решта
Плавка	0,27	1,39	19,3	9,5	1,1	5,0	0,031	0,039	Решта
Після відпалу	0,25	1,37	19,3	9,3	0,9	4,9	0,031	0,037	Решта

Суттєвим недоліком плавки є збільшення вуглецю у сплаві, що дещо викривлює ідею експерименту. Джерелами додаткового вуглецю у сплаві є графітовий тигель і вуглець у карбіді бору. Також за результатами аналізу можна спостерігати рафінуючий вплив бору, що виражається у зменшенні шкідливих домішок у сплаві. Високотемпературний відпал суттєво не змінив елементний склад плавки.

Металографічний аналіз здійснювався на мікроскопі ZEISS AXIO Vert. A1, результати якого приведено на рис. 3.



Рисунок 3 – Мікроструктура отриманого сплаву (x500)

Середній розмір кристалітів – 30 мкм. Використовуючи визначення мікротвердості (ПМТ-3, навантаження 200 г), та морфологічні ознаки (пофарбованість фаз при травленні) дозволяють попередньо ідентифікувати структурні складові. Коричневим кольором фарбуються бориди типу Me_2B (16200 МПа), у проміжках між кристалітами карбоборид цементитного типу (8100 МПа), який на окремих ділянках переходить у евтектичну структуру. Світлі кристаліти – твердий розчин з порівняно великою мікротвердістю – 5600 МПа.

Наноіндентування (здійснено на приладі НаноСкан-4D, навантаження 1000 мН) підтверджує високі значення твердості фаз, та дозволяє додатково встановити модуль пружності (рис. 4).

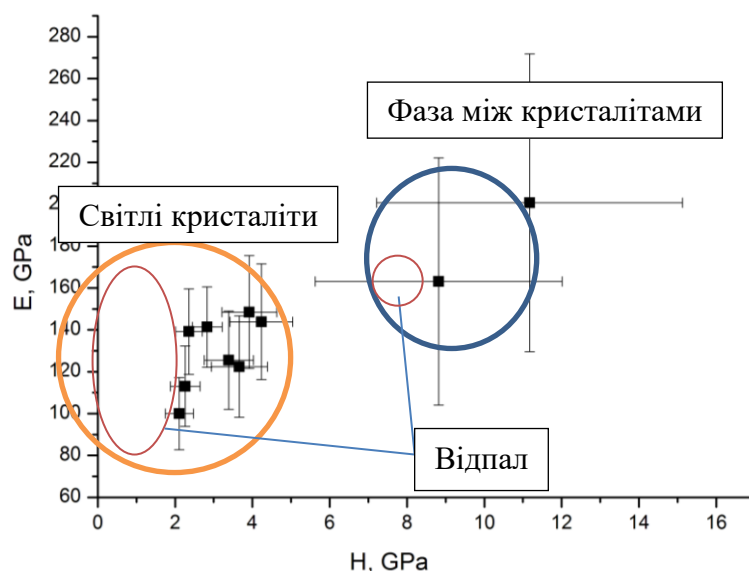


Рисунок 4 – Значення інструментальної твердості і модуля пружності фаз

Відносно високою є пластичність матеріалу. За попередніми даними, відносне видовження становить 11 – 15 % (TIRAtest 2300), що є високим показ-

ником для матеріалу з зазначеним вище рівнем твердості. Робочою гіпотезою такому поєднанню властивостей є домінування у структурі твердого розчину, з порівняно дрібними розмірами кристалітів, і придушення утворення евтектичних структур.

Цікавим є і той факт, що в результаті відпалу 1100 °С показники інструментальної твердості майже не змінюються (рис. 4), а пластичність збільшується до 17 % (за даними випробування на розклепування).

Боридна фаза у всіх випадках має твердість 12,62 ГПа і $E = 268$ ГПа.

Таким чином, можна констатувати, що пластичність у системі сплаву забезпечується саме структурою твердого розчину, який за припущенням має у складі майже всі металеві елементи. Зміцнення, високу твердість і термічну стабільність забезпечує боридна фаза. Змінюючи у складі кількість бору і, відповідно, кількість боридної фази можна керувати змінами комплексу механічних властивостей. Можна спрогнозувати, що усунення небажаної кількості вуглецю (до рівня 0,08 %) дозволить усунути карбоборид цементитного типу по границям кристалітів, що можливо збільшить пластичність і технологічність сплаву, однак це завдання подальших робіт.

Висновки

В результаті експериментальних плавок отримано сплав з бездіфіцитних елементів (кількість нікелю у два рази менша, ніж у традиційних аустенітних хромо-нікелевих сплавах) з високою твердістю у вихідному стані і після відпалу, структура і фазовий склад якого забезпечує порівняно високу пластичність, що є необхідною умовою для конструкційних сплавів. Наявність боридів і твердого розчину у структурі забезпечує вказаний комплекс властивостей, а зміна кількості бору у плавці відкриває можливості до керування структурою зі зміною співвідношення міцність/пластичність у бажану сторону. Вказані структури забезпечують термічну стабільність сплаву, що дозволяє використовувати його, як жароміцний.

Література

1. Глезер, А.М. Упорядочение и деформация сплавов железа / А.М. Глезер, Б.В. Молотиллов. - М.: Металлургия, 1984. - 168 с.
2. Хачин, В.Н. Никелид титана: Структура и свойства / В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев. - М.: Наука, 1992. - 168 с.
3. Пушин, В.Г. Предпереходные явления и мартенситные превращения / В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев, В.Н. Хачин. - Екатеринбург: УрО РАН, 1998. - 368 с.
4. Каблов, Е.Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, Е.Р. Голубовский. - М.: Машиностроение, 1998. - 463 с.
5. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements:

Novel design concepts and outcomes // Adv. Eng. Mater. 2004. V. 6. № 5. P. 299–303.

6. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Mater. Sci. Eng. A 2004. V. 375–377. P. 213–218.

7. Yeh, J.-W. High-entropy multielement alloys // J.-W. Yeh. Patent US 2002/0159914 A1.

8. Nanostructured High-Entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes / J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, C.-H. Tsau and S.-Y. Chang. // Advanced Engineering Materials. - 2004. – V.6, № 5. - P. 299-303.

9. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // Mat. Sci. Eng. – 2004. – A 375-377. – P. 213-218.

10. Microstructure Characterization of Al_xCoCrCuFeNi High-Entropy Alloy System with Multiprincipal Elements / C.-J. Tong, Y.-L. Chen, S.-K. Chen, J.-W. Yeh, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S. Lin, and S.-Y. Chang// Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – V.36a. – P. 881-893.

11. Mechanical Performance of the Al_xCoCrCuFeNi High-Entropy Alloy System with Multiprincipal Elements //C.-J. Tong, M.-R. Chen, S.-K. Chen, J.-W. Yeh, T.-T. Shun, S.-J. Lin, and S.-J. Chang//Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – V.36a. – P.1263-1271.

12. Yeh, J.-W. High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation / J.-W. Yeh, Y.-L. Chen, S.-J. Lin // Materials Science Forum. - 2007. - V.560. - P.1-9.

13. On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system / C.-C. Tung, J.-W. Yeh, T.-T. Shun, S.-K. Chen, Y.-S. Huang, H.-C. Chen // Mat. Letters. -2007. – V.61. - P. 1-5

14. Юм-Розери В. Введение в физическое материаловедение. – М.: Металлургия, 1965. 203 с.

15. Wang Z., Huang Y., Yang Y., Wang J., Liu C.T. Atomic size effect and solid solubility of multicomponent alloys // Scripta Mater. 2015. V. 94 P. 28–31.

16. Масленков С.Б. Жаропрочные стали и сплавы. – Справочное издание. – М. Машиностроение – 1983. – 192 с.

17. Приданцев М.В., Жаропрочные стареющие стали и сплавы. – М. Машиностроение – 1973. – 184 с.

18. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С. И. Борсодержающие стали и сплавы. – М. Машиностроение – 1986. – 192 с.

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОЦЕСУ ТЕПЛООБМІНУ ОБРОБКИ МЕТАЛУ В НАГРІВАЛЬНИХ ПЕЧАХ

**Кропівний В.М., к.т.н., професор, Босий М.В., ст. викл.,
Кузик О.В., к.т.н., доцент, Кропивна А.В., к.т.н., доцент,
Центральноукраїнський національний технічний університет**

***Анотація.** Складні теплофізичні процеси, що протікають при тепловій обробці виливків у печах потребують більш точні моделі опису процесу нагрівання виливків в нагрівальних печах. У відомих моделях оцінки теплового стану металу (модель нагрівання) та тривалості нагрівання, а також модель управління тепловим режимом печі недостатньо приділено уваги вивченню тепломасообмінних процесів. В статті представлена математична модель процесу теплообміну при нагріванні металу в печі, яка описує теплофізичні процеси, що мають місце при використанні промислової технології нагрівання виливків. Показано, що модель нагрівання металу в печі може бути використана для вирішення задач підвищення ефективності роботи комплексу обладнання печі, а також для визначення потенціалу використання теплоти відхідних газів нагрівальних печей.*

***Ключові слова:** закон Ньютона-Ріхмана, нагрівання металу, метод відокремлення змінних, закон Стефана-Больцмана, нагрівальна піч*

INCREASING THE EFFICIENCY OF THE HEAT EXCHANGE PROCESS OF METAL PROCESSING IN HEATING FURNACES

**Volodymyr Kropivnyi, Prof., PhD in tech. sci., Mykola Bosyi, Sen. Lect.,
Olexandr Kuzyk, Assoc. Prof., PhD in tech. sci.,
Alena Kropivna, Assoc. Prof., PhD in tech. sci.,
Central Ukrainian National Technical University**

***Abstract.** The article presents a mathematical model of the heat exchange process when heating metal in a furnace, which describes the thermophysical processes that occur when using industrial technology for heating castings. The model of heating the metal in the furnace taking into account the constant temperature of the furnace can be used to solve problems of increasing the efficiency of the furnace equipment, as well as to determine the heat potential of the exhaust gases of heating furnaces.*

***Key words:** Newton-Richmann law, metal heating, variable separation method, Stefan-Boltzmann law, heating furnace*

Вступ

Метали і сплави мають широке коло застосування в різних галузях промисловості, а розширене виробництво виливків і заготовок з металевих матеріалів з термічною обробкою дозволяє підвищити якість кінцевого продукту. Математичні моделі технологічних процесів нагрівання металу відіграють важливу роль у виробництві виливків і виробів, про що свідчать роботи [1, 2, 4, 5]. В ливарному виробництві для нагрівання металу широкого застосування набули нагрівальні печі [3,4].

Складні теплофізичні процеси, що протікають при тепловій обробці виливків у печах потребують більш точні моделі опису процесу нагрівання виливків в нагрівальних печах. У відомих моделях оцінки теплового стану металу (модель нагрівання) та тривалості нагрівання, а також модель управління тепловим режимом печі недостатньо приділено уваги вивченню тепломасообмінних процесів [3, 4, 11]. Для вивчення і аналізу цих питань в даній роботі проведено математичне моделювання тепломасообмінних процесів при нагріванні металу в печі.

Аналіз публікацій

Переважно моделювання ливарних об'єктів здійснюється на основі рівнянь математичної фізики. Особливості моделювання технологічних процесів лиття включають в себе специфічні процеси нагрівання металу в печі [1, 2, 4]. Найбільш зручним для цього є метод, який базується на фізичних законах теплопередачі: конвекція – на законі Ньютона-Ріхмана; випромінювання – на законі Стефана-Больцмана; теплопровідності – на законі Фур'є [5]. При побудові моделі на основі фізичних законів процедура полягає в побудові і виборі структури математичної моделі і мета моделювання та оцінці параметрів моделі за наявними даними про процеси які спостерігаються.

У більшості випадків в моделях теплообміну для визначення температури виливків використовуються тільки зональні термометри. Вплив всіх інших параметрів теплообміну можна привести до температури робочого простору в зоні печі. При цьому, модель теплообміну може бути представлена в променистій, променисто-конвективній, або тільки в конвективній формах. В межах фізичної зони печі вибирається кілька розрахункових зон. Для врахування нерівномірності температури робочого простору по довжині зони застосовуються різні способи «виправлення» показань зональних термометрів в залежності від координат по довжині зони. Уточнення істинного значення коефіцієнта сумарної теплопередачі, використовуваного в моделі нагрівання виливків, проводиться шляхом порівняння вимірних значень температури поверхні металу в зонах з відповідними розрахованими значеннями [5].

В роботі [6] розроблена спрощена модель динаміки нагрівання металу у системі «пічні гази – кладка печі – метал» без суттєвого відхилення від динаміки реального об'єкту. Запропоновано математичну модель оптимального управління процесом малоокислювального нагрівання металу за умов печей камерного типу. В якості критеріїв дій, що управляють, розглянуто витрату палива, питому витрату кисню та коефіцієнт витрати повітря, яке подають на допалювання палива [7].

В роботі [8] на основі апроксимації миттєвого розподілу температури по товщині металу, що нагрівається, запропонована математична модель нагріву на основі експоненціальної функції. Вона може бути запропонована при синтезі оптимального по швидкості алгоритму управління температурним режимом нагрівальної печі камерного типу.

Аналіз відомих методів оптимізації процесу нагрівання масивних зливків під час термічної обробки в полумєневих термічних печах камерного типу свідчить про математичну модель [9], яка дозволяє без розв'язання диференціальних рівнянь теплопровідності розробити алгоритм розрахунку температури нагрівального середовища за часом, що забезпечує заданий розподіл температури щодо перерізу зливків за термічної обробки з двома та більше рівнями сталості. Показано, що математична модель та розроблений алгоритм розрахунків нагрівання термічно масивних тіл у полумєневих печах камерного типу, можливо використовувати під час розгляду управління процесом нагрівання металу під термічну обробку з трьома та більше рівнями сталості [10].

Розглянуті відомі задачі математичної оптимізації нагрівання металу під термічну обробку в полумєневих печах камерного типу [11]. Встановлено, що вирішення задач вказаного типу є ускладненим через відсутність простої моделі, яка б визначала залежність кінцевих показників якості нагрівання від дій, що управляють у системі «грінючі гази – кладка – метал». При прийнятті деяких припущень результати моделювання можливо використовувати тільки для якісного аналізу теплової роботи печей.

Оскільки, адекватність моделей в реальному процесі визначається методами ідентифікації, то у цьому випадку інформація про температуру металу є джерелом оцінки якості моделі і розробки простих і надійних алгоритмів ідентифікації. Для прогнозу часу нагрівання виливків, заготовок використовується оцінка математичної моделі інтервалу часу між послідовною подачею в піч двох виливків однієї партії металу. Таким чином, побудова уточненої математичної моделі, яка враховує усі процеси теплообміну при нагріванні металу в нагрівальних печах є безумовно актуальним завданням.

Результати досліджень та їх обговорення

Виявлено, що математичні моделі будуються здебільшого для однофакторних систем (тобто для систем з однією незалежною змінною) і не часто – для систем з більшою кількістю незалежних змінних. Розглянемо математичну модель нагрівання металу в печі для умов, що тіло, яке нагрівається є «тонким», тобто в нього, коефіцієнт теплопровідності λ є дуже великим, і тепла енергія від печі до металу передається у відповідності до закону Ньютона-Ріхмана при сталій температурі печі ($T_{\text{п}} = \text{const}$).

В момент часу τ від початку нагрівання за проміжок часу $d\tau$ від печі до металу, за наведеною схемою (рис. 1) передається кількість теплоти, що дорівнює:

$$\delta Q = \alpha(T_{\text{п}} - T_{\text{м}})F d\tau, \quad (1)$$

де α – ефективний коефіцієнт тепловіддачі конвекцією від пічних газів до металу, Вт/м²·К; $T_{\text{п}}$ і $T_{\text{м}}$ – температури печі і металу, К; F – теплосприймаюча поверхня металу, м².

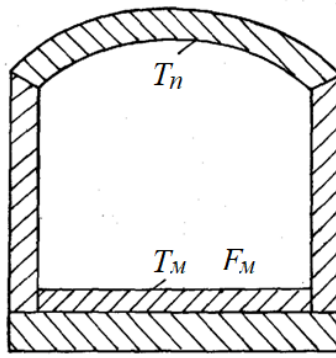


Рисунок 1 – Схема нагрівання металу в печі

Кількість теплоти δQ , яка нагріває метал на температуру dT_m , К становить:

$$\delta Q = mcdT_m, \quad (2)$$

де m і c – маса і теплоємність металу.

Прирівнюємо праві частини рівнянь (1) і (2) та одержуємо диференціальне рівняння процесу, яке пов'язує між собою дві змінні величини – час нагрівання τ і температуру металу T_m :

$$\alpha(T_n - T_m)F d\tau = mcdT_m. \quad (3)$$

Рівняння (3) розв'язуємо методом відокремлення змінних:

$$\int_0^\tau d\tau = (mc/\alpha F) \int_{T_{m, \text{поч}}}^{T_{m, \text{кін}}} dT_m / (T_n - T_m). \quad (4)$$

Проінтегруємо рівняння (4) і одержуємо вираз для визначення тривалості нагрівання:

$$\tau = (mc/\alpha F) \ln \left[(T_n - T_{m, \text{поч}}) / (T_n - T_{m, \text{кін}}) \right]. \quad (5)$$

Вираз (5) і буде теоретичною моделлю нагрівання металу в печі.

Масу металу представимо, як добуток його густини на об'єм ($m = \rho V$), а відношення об'єму до площі поверхні F – як приведену товщину тіла $S_{\text{пр}} = V/F$. Враховуючи це рівняння (5) приймає вигляд:

$$\tau = (\rho S_{\text{пр}} c / \alpha) \ln \left[(T_n - T_{m, \text{поч}}) / (T_n - T_{m, \text{кін}}) \right]. \quad (1.6)$$

Величина ефективного коефіцієнта тепловіддачі конвекцією α відома і може визначатися за літературними даними або за формулою [2]

$$\alpha = C_{\text{пр}} 10^{-8} (T_n + T_m) (T_n^2 + T_m^2), \quad (7)$$

де $C_{\text{пр}}$ – приведений коефіцієнт випромінювання в системі «кладка-метал», розраховується за формулою [2]

$$C_{\text{пр}} = 1/\left[(1/C_{\text{п}} - 1/C_{\text{о}})\phi_{\text{пм}} + 1/C_{\text{о}} + (1/C_{\text{м}} - 1/C_{\text{о}})\phi_{\text{мп}}\right], \quad (8)$$

де $C_{\text{п}}$, $C_{\text{м}}$ і $C_{\text{о}}$ – коефіцієнти випромінювання внутрішньої поверхні кладки робочого простору печі, поверхні металу і абсолютно чорного тіла; $\phi_{\text{пм}}$ і $\phi_{\text{мп}}$ – відповідні кутові коефіцієнти.

Якщо нагрівання металу в печі здійснюється у відповідності до закону Стефана-Больцмана, то елементарна кількість теплоти процесу дорівнює:

$$\delta Q = C_{\text{пр}} \left[(T_{\text{п}}/100)^4 - (T_{\text{м}}/100)^4 \right] F_{\text{м}} d\tau. \quad (9)$$

Прирівняємо праві частини рівнянь (9) і (2), після інтегрування методом відокремлених змінних, одержуємо:

$$\int_0^{\tau} d\tau = \left(mc/C_{\text{пр}} F_{\text{м}} \right) \int_{T_{\text{м,поч}}}^{T_{\text{м,кін}}} dT_{\text{м}} / \left[(T_{\text{п}}/100)^4 - (T_{\text{м}}/100)^4 \right]. \quad (10)$$

Після відповідного інтегрування рівняння (10) математична модель (5) тривалості нагрівання металу в печі набуває вигляду:

$$\tau = \left(\rho S_{\text{пр}} c 10^8 / C_{\text{пр}} T_{\text{п}}^3 \right) \left\{ 0,5 \left[\arctg(T_{\text{м,кін}}/T_{\text{п}}) - \arctg(T_{\text{м,поч}}/T_{\text{п}}) \right] + \right. \\ \left. + 0,25 \ln \left[(1 + T_{\text{м,кін}}/T_{\text{п}})(1 - T_{\text{м,поч}}/T_{\text{п}}) / (1 - T_{\text{м,кін}}/T_{\text{п}})(1 + T_{\text{м,поч}}/T_{\text{п}}) \right] \right\}. \quad (11)$$

Враховуючи зазначені припущення, моделі (5) і (11) можна віднести до моделей, що описують нагрівання «тонких» тіл.

Якщо тіло «масивне», то математична модель, крім рівнянь (5) або (11), враховує співвідношення, наведені в роботі [2]:

$$\tau_{\text{ф}} = m\tau; \quad (12)$$

$$m = 1 + 0,5Bi, \quad (13)$$

де $\tau_{\text{ф}}$ – дійсний час нагрівання «масивного» тіла; τ – час, що визначається за формулами (5) або (11); $Bi = \alpha S_{\text{пр}}/\lambda$ – число Біо;

За отриманою математичною моделлю проведено оцінювання часу нагрівання виливка в нагрівальному колодязі печі: розмір виливка 0,3х0,3х0,6 м; розмір вертикально розміщеного колодязя печі, який нагрівається 0,6х0,6х1м при сталій температурі печі $T_{\text{п}} = 1873\text{K}$ (1600 °C), кінцевій температурі металу $T_{\text{м,кін}} = 1453\text{K}$ (1180 °C), початковій температурі металу $T_{\text{м,поч}} = 291\text{K}$ (18 °C), густині металу $\rho = 7200\text{ кг/м}^3$, теплоємності металу $c = 0,7\text{ кДж/кгК}$, коефіцієнтах випромінювання металу і кладки, відповідно, $C_1 = 4,0$ і $C_2 = 4,7\text{ Вт/м}^2\text{К}^4$, коефіцієнті теплопровідності металу $\lambda = 20\text{ Вт/мК}$. Час нагрівання виливка за формулою (11) становить $\tau = 0,28$ год., ефективний коефіцієнт тепловіддачі $\alpha = 714\text{ Вт/м}^2\text{К}$, число $Bi = 2,35$, параметр $m = 2,17$. Фактичний час нагрівання дорівнює $\tau = 0,62$ год. Одержанні в наведеному прикладі розрахун-

кові значення часу нагрівання металу $\tau_e=0,61$ год. близькі до дійсних $\tau \approx \tau_e$, тобто модель можна вважати адекватною.

Висновки

Побудована модель конвективного і променевого нагрівання металу в печі на звичайних диференціальних рівняннях, яка дозволяє розраховувати час нагрівання виливків з різних сплавів. Показано, що модель нагрівання металу в печі з урахуванням сталої температури печі може бути використана для вирішення задач підвищення ефективності роботи комплексу обладнання печі, а також для визначення потенціалу використання теплоти відхідних газів нагрівальних печей.

Література

1. Сабірзянов Т.Г. Математичне моделювання технологічних процесів лиття. Кіровоград: КНТУ, 2007. 74 с.
2. Сабірзянов Т.Г. Кропівний В.М. Теплотехніка ливарних процесів. Кіровоград: КНТУ, 2005. 402 с.
3. Сабірзянов Т.Г. Печі ливарних цехів. Кіровоград: КНТУ, 2007. 280 с.
4. Кривандин В.А., Марков Б.Л. Металлургические печи. М: Металлургия, 1977. 464 с.
5. Ткаченко В.Н. Математическое моделирование, идентификация и управление технологическими процессами тепловой обработки материалов. Киев, Наукова думка. т.13. 2008. 243 с.
6. Ревун М.П., Зінченко В.Ю., Іванов В.І., Мосейко Ю.В. Модель динаміки нагрівання металу в полумєневих печах камерного типу. Запорізька державна інженерна академія, Запоріжжя. Математичне моделювання. № 1 (34), 2016. С. 32-34.
7. Каюков Ю. М., Іванов В. І., Чепрасов О. І., Радченко Ю. М. До управління малоокислювальним нагріванням металу в печах камерного типу. Металургія. Випуск 2 (40), 2018. С.106-110.
8. Ревун М.П., Іванов В.І., Мосейко Ю.В. Модель нагрівання металу в печах камерного типу. Научные труды SWORLD ООО Научный мир (Иваново) т.2 №2(43) 2016. С. 85-92.
9. Зінченко В.Ю., Іванов В.І., Чепрасов О.І., Каюков Ю.М., Запорізька державна інженерна академія. Запоріжжя. До оптимізації управління тепловою роботою полумєневих термічних печей камерного типу під час нагрівання масивних зливків. Математичне моделювання № 1(38). 2018. С. 88-94.
10. Ревун М.П., Зінченко В.Ю., Іванов В.І., Чепрасов О.І. Розробка математичної моделі й алгоритму розрахунків нагрівання термічно масивних тіл у полумєневих термічних печах камерного типу Металургія. Випуск 1 (35), 2016. С. 72-77.
11. Ревун М.П., Зінченко В.Ю., Іванов В.І., Чепрасов О.І. Розробка математичної моделі й алгоритму розрахунків нагрівання під термічну обробку злитків у полумєневих камерних печах. Металургія. Випуск 2 (34), 2016. С. 93-97.

ІНЖЕНЕРНО-ЕКОЛОГІЧНА КОМПЕТЕНТНІСТЬ - НЕОБХІДНА СКЛАДОВА СУЧАСНОЇ ПІДГОТОВКИ ТЕХНІЧНОГО ФАХІВЦЯ

**Письменкова Т.О., к.пед.н., доцент, Зіборов К.А., к.т.н., доцент,
Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»**

***Анотація.** Розглянуто екологічні проблеми України викликані наслідками воєнних дій та потреби країни у кваліфікованих фахівцях для усунення цих наслідків. Проаналізовано екологічні компетентності фахівців з матеріалознавства і запропоновано удосконалення освітньо-професійної програми «Промислова естетика і сертифікація матеріалів та виробів» спеціальності 132 Матеріалознавство в рамках поглиблення екологічної компетентності.*

***Ключові слова:** інженерно-екологічна компетентність, екологічна інженерія, матеріалознавство*

ENGINEERING AND ENVIRONMENTAL COMPETENCE - A NECESSARY COMPONENT OF THE MODERN TRAINING OF A TECHNICAL SPECIALIST

**Tetiana Pismenkova, Ph.D., associate professor,
NTU «Dniprovskia Politekhnik»
Kirill Ziborov, Ph.D., associate professor,
NTU «Dniprovskia Politekhnik»**

***Abstract.** Considered environmental problems of Ukraine caused by the consequences of military actions and the country's need for qualified specialists to eliminate these consequences. The environmental competences of materials science specialists were analyzed and the improvement of the educational and professional program "Industrial aesthetics and certification of materials and products" specialty 132 Materials science within the framework of deepening environmental competence.*

***Key words:** engineering and environmental competence, environmental engineering, materials science*

Вступ

Згідно із Законом України «Про вищу освіту», компетентність — це динамічна комбінація знань, умінь і практичних навичок, способів мислення, професійних, світоглядних і громадських якостей, морально-етичних цінностей, яка визначає здатність особи успішно здійснювати професійну та подальшу навчальну діяльність і є результатом навчання на певному рівні вищої освіти [1].

Кожна компетентність повинна сприяти розвитку особистого інтелектуального потенціалу, здатності адекватно та уміло адаптуватися до змін в середовищі. Сучасне професійне, соціальне та ринкове середовище висуває

особливі вимоги до формування професійних якостей, здібностей у складі інтегрованої компетентності фахівця вищої освіти, а саме:

- синергетичне бачення проблем;
- системне мислення та аналітичні здібності;
- креативність та інноваційність професіоналізму;
- здатність до самовдосконалення інтелекту;
- здатність до саморозвитку екологічної свідомості, культури;
- здатність до неперервного становлення знань, компетенцій;
- стратегічне бачення наслідків професійної діяльності [2, 3, 6].

Оволодіння методами та прийомами, що забезпечують управління природно-техногенними геосистемами, уникаючи порушення процесів саморегуляції та природного балансу об'єктів біосфери, є важливою складовою підготовки сучасного технічного фахівця.

Аналіз публікацій

Екологія України і всієї планети завжди бентежила фахівців технічного спрямування, зокрема, матеріалознавців. Нові матеріали та технології, розроблені на основі створення цих матеріалів, здатні докорінно змінювати структуру виробництва, а сьогодні, і соціальні умови життя всього суспільства. Визначення природних та антропогенних факторів і умов, що можуть призводити до виникнення загроз екологічній безпеці, техногенних катастроф, їх причинно-наслідкові зв'язки, а також прогноз, попередження, захист, поведінка в умовах надзвичайних ситуацій та ліквідація їх наслідків повинні входити до сфери необхідних компетентностей майбутніх матеріалознавців.

Війна вплинула на всі сфери життя. Вона нещадно змінює оточуюче середовище, руйнує всю природу – страждають повітря, вода, земля, рослини і тварини. Директорка ГО «Екодія» Н. Гозак виділяє п'ять найбільших груп загроз для довкілля, спричинених повномасштабним вторгненням: атомні ризики, руйнування й атаки на промисловість, затоплення шахт, руйнування ландшафтів та екосистем, знищення ферм [3].

З початку війни відбуваються обстріли нафтобаз та великих промислових об'єктів по всій Україні. У ґрунт і підземні води потрапляють важкі метали від снарядів та військової техніки. Пожежі у лісах і степах знищують природне середовище. Окрім радіоактивної небезпеки, обстріли та окупація підвищують ризик викидів токсичних відходів з промислових підприємств України. Кожна пожежа на нафтобазі також стає техногенною катастрофою.

За [підрахунками екологів](#), під час горіння нафти (пожежі на нафтобазі з кількома резервуарами) виділяється приблизно стільки ж атмосферного забруднення, скільки виробляє весь транспорт Києва за місяць.

Влучання снарядів у хімічні підприємства, як у Рубіжному на Луганщині або в Сумах, призвели до витоків азоту і аміаку пари яких швидко розповсюджуються в повітрі.

«Екодія» після початку повномасштабної війни (з 24.02.2022) веде моніторинг випадків потенційної шкоди довкіллю, що виникли під час воєнних дій (рис.1).

Картина розбитої військової техніки посеред лісу промовисто говорить до кожного. Тисячі танків і бронемашин забруднюють землю паливно-мастильними матеріалами, а спалені продовжують завдавати шкоду вже як металобрухт.



Рисунок 1 – Географія випадків потенційної шкоди довкіллю, що виникли під час воєнних дій

В Україні й до війни були проблеми з відходами. По закінченню війни, утилізація такої кількості металобрухту стане ще одним викликом. Переробка військового брухту є більш складним і трудомістким процесом. Це канцерогенне сміття, і поки воно залишається на землі, отруєє навколишнє середовище важкими металами, які потрапляють у ґрунтові води.

Також прогнозовано збільшаться викиди через виробництво будівельних матеріалів та відбудову. Частину природних територій можуть віддати під забудову для відновлення населених пунктів, вже з'явилися нові сміттєзвалища з залишків зруйнованих будівель та «кладовища техніки».

Екологи попереджають, що спадок війни нестиме загрозу й після того, як гармати стихнуть.

Результати досліджень та їх обговорення

Зважаючи на існуючу ситуацію, викладачі кафедри конструювання, технічної естетики і дизайну разом з фахівцями кафедри екології та технологій захисту навколишнього середовища НТУ «Дніпровська політехніка» дійшли рішення доповнити освітню програму «Промислова естетика і сертифікація матеріалів і виробів» дисциплінами, які сформуєть у здобувачів компетентності необхідні для вирішення задач, пов'язаних з відбудовою країни, в тому числі, і екологічною відбудовою.

Вже сьогодні необхідні фахівці, які зможуть прогнозувати рівень шкоди для екології, який завдає канцерогенне сміття родючим землям та вирішувати питання наскільки можна знизити цей вплив в довгостроковому підрахунку через переробку цього ж сміття. Необхідні фахівці, які можуть відшукати шляхи рециклінгу будівельних матеріалів та металобрухту з максимальною безпекою для навколишнього середовища. Також стоїть задача відновлення роботи підприємств гірничо-металургійного комплексу, а це відновлення роботи обладнання, яке повинно працювати за нових умов.

Звертаючись до Стандарту вищої освіти бакалавра за спеціальністю 132 Матеріалознавство визначаємо, що в переліку загальних компетентностей зазначено компетентність, яка передбачає формування екологічної свідомості - КЗ.12 Прагнення до збереження навколишнього середовища; в переліку спеціальних (фахових) компетентностей - КС.13 Здатність враховувати соціальні, екологічні, етичні, економічні та комерційні міркування, що впливають на реалізацію технічних рішень.

Формування зазначених компетентностей відбувається через набуття таких результатів навчання: КЗ.12: 28. Знання основних технологій виготовлення, оброблення, випробування матеріалів та умов їх застосування. КС.13: 5. Визначати екологічно небезпечні та шкідливі фактори професійної діяльності шляхом попереднього аналізу та корегувати зміст діяльності з метою попередження негативного впливу на навколишнє середовище. 19. Уміти виявляти, формулювати і вирішувати матеріалознавчі завдання відповідно до спеціальності; розуміти важливість нетехнічних (суспільство, здоров'я і безпека, охорона навколишнього середовища, економіка, промисловість) обмежень.

Ці результати навчання відображено в освітньо-професійній програмі «Промислова естетика і сертифікація матеріалів та виробів» і набуваються через засвоєння навчальних компонентів, таких як: Охорона праці в матеріалознавстві, Цивільна безпека, Ергономіка та технічна естетика, Технологія конструкційних матеріалів та матеріалознавство; Фізичні властивості та методи дослідження матеріалів; Промисловий дизайн та ін.

За рахунок динамічної комбінації цих компонентів, поєднання професійного та екологічного мислення, вмінь і практичних навичок, громадянських якостей та морально-етичних цінностей формується здатність особи успішно здійснювати професійну та подальшу навчальну діяльність що і є результатом навчання за відповідною освітньо-професійною програмою.

Отриманий авторами досвід викладання за даною програмою та здійснений аналіз змісту зазначених освітніх компонентів свідчить про те, що набуття результатів навчання, які формують відповідні екологічні компетентності відбуваються в узагальненому вигляді.

В той же час, сьогоденні реалії вказують на те, що екологічна проблема значно загострилася. Тому фахівець будь-якої інженерної галузі повинен бути глибоко обізнаний щодо питань екологічних наслідків, які спричиняють продукти його творчості, виробництва і життєдіяльності. Тобто, дана

компетентність - стратегічне бачення наслідків професійної діяльності – яка виділена в ряді особливих вимог до формування професійних якостей, здібностей фахівців [1], і повинна стати такою при підготовці інженерних кадрів.

Інженерно-екологічна компетентність випускника технічного ЗВО стане тим синергетичним взаємозв'язком інженерних (технічних) та екологічних систем, який ґрунтується на загальних законах гомеостазу (стійкої динамічної рівноваги середовища існування), метаболізму (речовинно-інформаційного обміну систем із зовнішнім середовищем), ентропії та дисипації енергії в цих системах та зможе забезпечити подальше існування всього людства.

Спеціальність 132 Матеріалознавство знаходиться в галузі знань 13 Механічна інженерія, яка є видом інженерного мистецтва та спрямована на перетворення природних ресурсів [5]. Тому автори вважають, що фахівець цієї спеціальності обов'язково повинен володіти інженерно-екологічною компетентністю, яка включає оцінку екологічності системи, процесів екологізації виробничих процесів та стратегічне бачення наслідків професійної діяльності. Саме ці компетентності дозволять йому прогнозувати вплив використання, змін стану в процесі експлуатації та подальшої утилізації будь-якого матеріалу. На основі підрахунків уміти знаходити рішення щодо більш безпечного та ефективного використання матеріалу, а також пропонувати варіанти зміни складу матеріалу, тобто розробляти нові матеріали які б задовольняли не лише споживчі якості, а і дбало впливали на екологію планети.

Так в ОПП «Промислова естетика і сертифікація матеріалів та виробів» плануємо додати дисципліну «Екологічна інженерія» зміст якої обов'язково повинен містити наступні змістовні модулі:

Екологічно чисте підприємство повного життєвого циклу продукції:

Синергетична модель екологічно чистого підприємства

Етапи формування інноваційної стратегії екологічно чистого підприємства

Базові інноваційні стратегії розвитку екологічно чистого підприємства

Системні вимоги до персоналу екологічно чистого підприємства

Інформаційна система екологічно чистого підприємства: екологічні баланси, екологічна паспортизація

Екологічне підприємництво інженерно-інноваційного спрямування

Регулятивні засади інженерно-екологічної діяльності:

Система інженерно-екологічного забезпечення функціонування та регламентації моделей виробництва і споживання

Екологічні обмеження інженерно-проектної діяльності

Екологічні обмеження в стандартах на продукцію

Система європейської екологічної регламентації

Регламентація екологічної відповідальності

В дисципліні необхідно передбачити набуття таких дисциплінарних результатів навчання: розуміння системи роботи екологічно-чистого підприємства, екологізація виробництва; знання нормативних актів інженерно-еколо-

гічної діяльності, екологічна відповідальність і бізнес етика; прогнозування наслідків професійної діяльності.

Висновки

Саме розвиток матеріалознавства сьогодні визначає рівень виробництва в країні; використання новітніх технологій виробництва й отримання матеріалів з новими якостями визначають конкурентоспроможність сучасного підприємства; властивості матеріалів, які лежать в основі формоутворення нових виробів дозволяють активно впливати не тільки на їх експлуатаційні та економічні показники, а й на споживчі якості, визначати майбутнє людства.

Поєднання матеріалознавства та екології відіграватиме вирішальну роль у забезпеченні добробуту населення як країни, так і планети в цілому, і повинно продовжувати адаптуватися до поточних і майбутніх викликів і інтегруватися з існуючими та новими партнерськими дисциплінами, впливаючи на сучасну якість підготовки фахівця з вищою освітою.

Література

1. Закон України «Про вищу освіту» [Електронний ресурс]. – Режим доступу : <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/1556-18#Text>
2. Інженерна екологія : підручник / В. М. Ісаєнко, К. О. Бабікова, Ю. М. Саталкін, М. С. Романов. – 2-е вид. – Київ : НАУ, 2019. – 452 с.
3. Динька П. К. Екологічні та економічні компетентності як підґрунтя для формування еколого-економічного мислення здобувачів вищої освіти Науковий вісник НЛТУ України, 2019, т. 29, № 10, с. 78-81
4. Екологія та війна. Екозвички, які слід повернути собі зараз [Електронний ресурс]. – Режим доступу : <https://www.the-village.com.ua/village/city/eco/328235-ekozvichki-yaki-slid-povertnuti-pid-chas-viyni>
5. The Engineering Profession by Sir James Hamilton, UK Engineering Council Quote: «The Civilingenior degree encompasses the main branches of engineering civil, mechanical, electrical, chemical.» (From the Internet Archive) [Електронний ресурс]. – Режим доступу : <https://web.archive.org/web/20070810194330/http://www.engc.org.uk/documents/Hamilton.pdf>
6. Goals to Transform Our World [Електронний ресурс]. – Режим доступу : <https://www.un.org/sustainabledevelopment/>.

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ЛІКВАЦІЇ ТА ЇЇ НАСЛІДКИ У ВИЛИВКАХ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Кропівний В.М., к.т.н., професор, Босий М.В., ст. викл., Кузык О.В., к.т.н.,
доцент, Кропивна А.В., к.т.н., доцент, Молокост Л.А., ст. викл.
Центральноукраїнський національний технічний університет

***Анотація.** В статті наведено розрахунок коефіцієнтів міжфазового розподілу кремнію та марганцю між аустенітом та рідкою фазою сплаву. Одержана залежність взаємозв'язку коефіцієнта розподілу третього елемента X_i зі зміною температури аустенітно-графітної евтектики для систем Fe-C- X_i (X_i = Mn, Si). Показано, що кремній концентрується в аустеніті та ліквує в центр дендриту, при цьому марганець концентрується в рідині та ліквує на периферію дендрита.*

***Ключові слова:** високоміцний чавун, кулястий графіт, кристалізація, ліквація, фаза, розподіл*

CHARACTERISTICS OF THE FORMATION OF THE TREATMENT AND ITS CONSEQUENCES IN CASTINGS MADE OF HIGH-MAGIC IRON

Volodymyr Kropivnyi, Prof., PhD in tech. sci., Mykola Bosyi, Sen. Lect.,
Olexandr Kuzyk, Assoc. Prof., PhD in tech. sci., Alena Kropivna, Assoc. Prof.,
PhD in tech. sci., Lyudmila Molokost, Sen. Lect., Central Ukrainian National
Technical University

***Abstrac.** The article presents the calculation of the interfacial distribution coefficients of silicon and manganese between austenite and the liquid phase of the alloy. The obtained dependence of the relationship between the distribution coefficient of the third element X_i and the temperature change of the austenitic-graphite eutectic for the systems Fe-C- X_i (X_i = Mn, Si). It is shown that silicon concentrates in austenite and liquor in the center of dendrites. In this case, manganese is concentrated in liquid and liquor to the periphery of the dendrite. The role of Gibbs energy change in the redistribution of silicon and manganese between a liquid and austenite is substantiated.*

***Key words:** high-duty cast iron, spherical graphite, crystallization, segregation, phase, distribution*

Вступ

Широке застосування високоміцних чавунів для деталей машин та механізмів обумовлено підвищеним комплексом властивостей, які формують за рахунок компактної форми графітних включень, легування та термічної обробки. Проте введення будь-якого легуючого елемента змінює термодинамічні умови кристалізації та створення фаз.

Складний комплекс фізико-хімічних процесів, які відбуваються при графітизації високоміцного чавуну, не дають дослідникам досягти єдиної точки зору щодо механізму формування включень кулястої та компактної форм графіту. Поєднання кількох десятків різнобічних гіпотез утворення кулястого графіту та сучасні можливості комп'ютерного моделювання не привели до загальноприйнятого теоретичного пояснення явищ, які протікають. Розкриття механізму процесів формування кулястого графіту сприятиме відкриттю широких можливостей управління структурою і властивостями високоміцного чавуну, що дозволить розробляти ефективні технологічні процеси для отримання литих виробів різного призначення.

Аналіз публікацій

Згідно робіт [1, 2], при кристалізації і затвердінні високоміцного чавуну, виникає хімічна неоднорідність сплаву – зональна та дендритна ліквіація, особливо таких елементів, як вуглець, кремній та марганець.

До цього часу у дослідників відсутня єдина точка зору на механізм формування включень кулястої та компактної форм графіту. У високоміцному чавуні розглядаються два можливі варіанти зростання включень: при збереженні контакту з розплавом у процесі твердіння чавуну, або за рахунок дифузії вуглецю через аустенітну оболонку. На думку авторів робіт [3, 4] формування включень компактної форми графіту в процесі евтектичної кристалізації відбувається завдяки дифузії вуглецю через аустенітну оболонку. Зазначається, що провідну роль в процесах формування графіту при кристалізації чавунів відіграють умови теплопередачі від поверхонь на фронтах кристалізації, на яких відбуваються екзотермічні реакції з кристалізації аустеніту та виділенні графіту з рідкого чи твердого розчину вуглецю в залізі. Тому, уточнення ролі врахування енергії Гіббса при кристалізації і формуванні ліквіації у модифікованому високоміцному чавуні.

Результати досліджень та їх обговорення

Відомо, що явища ліквіації при кристалізації Fe-C сплавів впливають на зміну концентраційно-температурних умов утворення надлишкових і евтектичних фаз і їх кількісні співвідношення. В процесі евтектичного перетворення здійснюється перехід від стабільного до метастабільного виникнення нерівноважних фаз і різних структурних модифікацій евтектики. Слід зазначити, що після затвердіння, хімічна неоднорідність відбивається на структурно-кінетичних особливостях розпаду переохолодженого аустеніту.

Кристалізація гілок дендритів аустеніту у доевтектичному чавуні формується з концентрацією вуглецю нижчою за його вміст у розплаві і, відтісняючи вуглець, вони пересичують цим елементом міждендритні зони. В залежності від хімічного складу розплаву та характеру його модифікування на цих ділянках

формуються графітні включення відповідної компактності. Мікрорентгено-спектральні дослідження свідчать, що для ділянок аустеніту, які затвердівали першими, характерним є підвищений вміст кремнію і формування при наступному евтектоїдному перетворенні зерен фериту [5].

Складний комплекс фізико-хімічних процесів, які відбуваються при графітизації високоміцного чавуну, припускає поєднання обох варіантів росту включень кулястого графіту. За рахунок виділення і росту графітного включення аустеніт, що оточує його, збіднюється вуглецем і збагачується, сформована на перших етапах кристалізації фаза, кремнієм. Аустеніт, що формується на міжзеренних ділянках, містить підвищений вміст вуглецю, марганцю і хрому та знижену кількість кремнію, у порівнянні з навколографітними ділянками. Це визначає формування у литому стані ферито - перлітну структуру металеві основи. Ферит переважно розташовується закономірно у вигляді оторочок навколо графітних включень, що формує навколо групи включень кулястого графіту феритні ділянки. За рахунок ліквідаційних процесів на збагачених вуглецем і марганцем границях евтектичних зерен формуються перлітні ділянки. Розподіл кремнію відповідає зворотній ліквідації зі збагаченням центральних частин евтектичного зерна навколо графітних включень.

При нерівноважній кристалізації виникає значна різниця по концентрації елементів в твердій фазі на початку і при завершенні її кристалізації, тобто розвивається ліквідаційна неоднорідність розподілу елемента в твердій фазі. При нерівноважній кристалізації первинного аустеніту спостерігається значна ліквідація розчинених в ньому елементів.

При дослідженні взаємозв'язку коефіцієнта розподілу малої кількості (1% ат.) третього елемента між аустенітом і рідиною $k_X^{\gamma/l}$ зі зміною температури аустенітно-графітної евтектики для двох потрійних систем Fe-C-Xi (Xi = Mn, Si) отримана залежність коефіцієнта розподілу елементів чавуну між аустенітом і рідиною з відносною зміною енергії Гіббса фаз (рис. 1) [6].

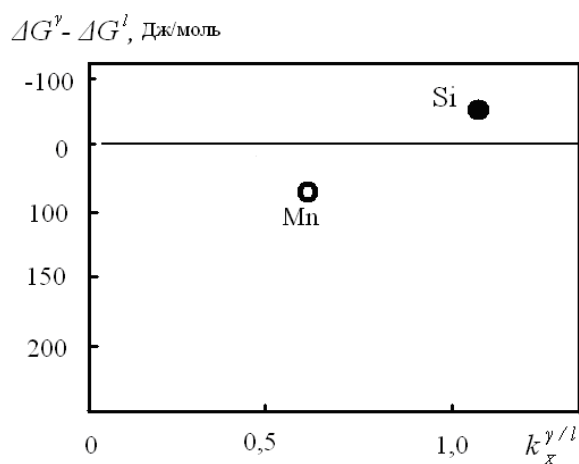


Рисунок 1 – Графічне відображення зв'язку коефіцієнта розподілу елементів чавуну між аустенітом і рідиною з відносною зміною енергії Гіббса фаз при наявності 1% ат. третього елемента у сплаві Fe-C

Показано, що зміна енергії Гіббса аустеніту і рідини для кремнію та марганцю дорівнює $\Delta G_{\gamma-\Delta G_l} = -50$ Дж/моль та $\Delta G_{\gamma-\Delta G_l} = 70$ Дж/моль відповідно. Слід зазначити, що більш відносна зміна енергії Гіббса аустеніту і рідини призводить до більшої відмінності концентрації в них третього елемента, тобто збільшенню різниці $|kX - 1|$.

Згідно з методикою розрахунку нерівномірності міжфазового розподілу кремнію та марганцю між аустенітом та рідиною [7], проведені оцінки відповідних коефіцієнтів розподілу. Одержано залежність взаємозв'язку коефіцієнта розподілу третього елемента між аустенітом і рідиною $k_X^{\gamma/l}$ зі зміною температури аустенітно-графітної евтектики для потрійних систем Fe-C-Xi (Xi = Mn, Si).

Коефіцієнт розподілу Si між аустенітом та рідиною дорівнює:

$$k_{Si}^{\gamma/l} = \frac{X_{Si(A)}}{X_{Si(Ч)}} = \frac{1,39}{1,27} = 1,10, \quad (1)$$

де $X_{Si(A)} = 1,39$ – концентрація Si в аустеніті; $X_{Si(Ч)} = 1,27$ – середня концентрація Si в чавуні.

Коефіцієнт розподілу Mn між аустенітом та рідиною дорівнює:

$$k_{Mn}^{\gamma/l} = \frac{X_{Mn(A)}}{X_{Mn(Ч)}} = \frac{0,75}{1,07} = 0,70, \quad (2)$$

де $X_{Mn(A)} = 0,75$ – концентрація Mn в аустеніті; $X_{Mn(Ч)} = 1,07$ – середня концентрація Mn в чавуні.

Коефіцієнт ліквідації оцінює степінь внутрішньо-кристалічної ліквідації кремнію і марганцю в аустеніті.

Коефіцієнт ліквідації Si в аустеніті дорівнює:

$$k_{Si}^{\gamma} = \frac{X_{Si(A)}^0}{X_{Si(A)}^n} = \frac{1,39}{1,21} = 1,15, \quad (3)$$

де $X_{Si(A)}^0 = 1,39$ – концентрація Si в дендритних гілках; $X_{Si(A)}^n = 1,21$ – концентрація Si в периферійних ділянках.

Коефіцієнт ліквідації Mn в аустеніті дорівнює:

$$k_{Mn}^{\gamma} = \frac{X_{Mn(A)}^0}{X_{Mn(A)}^n} = \frac{0,75}{1,00} = 0,75, \quad (4)$$

де $X_{Mn(A)}^0 = 0,75$ – концентрація Mn в дендритних гілках; $X_{Mn(A)}^n = 1,00$ – концентрація Mn в периферійних ділянках.

Показано, що кремній з коефіцієнтом розподілу між аустенітом та рідиною $k_{Si}^{\gamma/l}=1,10$ концентрується в аустеніті, а коефіцієнт ліквіації його в аустеніті становить $k_{Si}^{\gamma}=1,15$, тому Si ліквує в центр дендриту. Марганець з коефіцієнтом розподілу між аустенітом та рідиною $k_{Mn}^{\gamma/l}=0,70$ концентрується в рідині, при цьому коефіцієнт ліквіації його в аустеніті становить $k_{Mn}^{\gamma}=0,75$ і Mn ліквує на периферію дендрита.

Відомо, що при евтектичній температурі в подвійній системі Fe-C в рівновазі знаходяться аустеніт, рідина і графіт, при цьому $\mu_{Fe}^{\gamma}=\mu_{Fe}^l$ та $\mu_C^{\gamma}=\mu_C^l=\mu_C^g$ [6, 8, 9].

Аналіз поведінки термодинамічних характеристик фаз при наявності у сплаві Fe-C третього елемента показав, що незмінна температура рівноваги призводить до зменшення енергії Гіббса аустеніту і рідини, враховуючи, що графіт не розчиняє домішок. Кремній у сплаві Fe-C сильніше зменшує енергію Гіббса аустеніту, а марганець сильніше зменшує енергію Гіббса рідини.

Такий характер зміни енергії Гіббса обумовлює направлення перерозподілу елемента між рідиною і аустенітом: елементом насичується та фаза, енергія Гіббса якої від домішки елемента зменшується сильніше, що призводить до зменшення енергії Гіббса всієї системи, та визначає величину коефіцієнта розподілу елемента між фазами ($k_X > 1$ або $k_X < 1$). Такі співвідношення у фазах диктують зміну температури евтектичного перетворення: при підвищенні температури енергія Гіббса знижується, при зниженні температури – збільшується.

Таким чином, згідно термодинаміки рівноваги фаз кремній сильніше зменшує енергію Гіббса аустеніту, а марганець – енергію Гіббса рідини. Характер зміни енергії Гіббса обумовлює направлення перерозподілу Si і Mn між рідиною і аустенітом, відповідно кремнієм або марганцем насичується та фаза, енергія Гіббса якої від одного з даних елементів зменшується сильніше. Співвідношення між хімічними потенціалами вуглецю у фазах диктують зміну температури евтектичного перетворення, а саме, для елементів з $k_X > 1$ температура евтектичного перетворення повинна підвищуватися, а з $k_X < 1$ – знижуватися, така зміна температури обумовлює зміну склад фаз, що призведе до виконання умов рівноваги фаз при наявності третього елемента.

Висновки

Виявлено, що характер зміни енергії Гіббса обумовлює направлення перерозподілу кремнію та марганцю між рідиною і аустенітом. Кремнієм або марганцем насичується та фаза, енергія Гіббса якої від одного з даних елементів зменшується сильніше. Показано, що кремній концентрується в аустеніті, та ліквує в центр дендриту при цьому марганець концентрується в рідині, та ліквує на периферію дендрита.

Література

1. Воздвиженский В. В., Грачов В.А., Спасский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении : Учеб. пособие. Москва: Машиностроение. 1984. 432с.
2. Любченко А.П. Высокопрочные чугуны. Москва: Металлургия. 1982. 120 с.
3. G. Alonso, D. M. Stefanescu, P. Larrañaga & R. Suarez Understanding compacted graphite iron solidification through interrupted solidification experiments //International Journal of Cast Metals Research Volume 29, 2016 - Issue 1-2 Pages 2-11.
4. Андреев В.В. Физико-химические основы формирования включений графита в высокопрочных чугунах. Вестник МГТУ им. Г. И. Носова. 2011. № 1. С.16-22.
5. Аулін В.В. Роль теплофізичних процесів формування структури високоміцних чавунів / В.В. Аулін, В.М. Кропівний, А.В. Кропівна, М.В. Босий, О.В. Кузик // Вісник інженерної академії України. 2017. №3. С.133-137.
6. Голод В.М., Савельев К.Д. Вычислительная термодинамика в материаловедении: учеб. пособие . СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2010. 217 с.
7. Бунин К.П., Таран Ю.Н. Строение чугуна. Серия «Успехи современного металловедения». Москва: Металлургия. 1972. 160 с.
8. Баландин Г.Ф., Васильев В.А. Физико-химические основы литейного производства: учебное пособие для вузов. Москва: Машиностроение. 1971. 224 с.
9. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Физическая химия. Москва: Металлургия. 1987. 688 с.

ЗБІЛЬШЕННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ЗАВДЯКИ ОПТИМІЗАЦІЇ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ

**Глотка О.А., к.т.н., доцент, Ольшанецький В.Ю., д.т.н., професор,
Хвостак В.В., аспірант, Національний університет
«Запорізька політехніка»**

***Анотація.** Збільшення тривалості експлуатації деталей газотурбінного тракту є вимушеним та необхідним напрямом підвищення конкурентоспроможності сучасних виробничих підприємств. Одним з таких напрямів є оптимізація хімічного складу жароміцних нікелевих сплавів в межах марочного складу. Морфологію, склад та розмір карбідів типу МС не можливо змінити термічною обробкою, тому встановлення залежностей між хімічним складом та вищевказаними характеристиками є необхідною задачею.*

***Ключові слова:** карбіди типу МС, структура, хімічний склад, температура розчинення (виділення) карбідів, жароміцні нікелеві сплави.*

INCREASE IN PERFORMANCE OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS DUE TO CHEMICAL COMPOSITION OPTIMIZATION

**Glotka O.A., Ph.D., associate professor, Olshanetskyi V.Yu., doctor
of technical sciences, professor, Khvostak V.V., post-graduate student,
National University "Zaporizhia Polytechnic"**

***Abstract.** Increasing the duration of operation of the parts of the gas turbine tract is a forced and necessary direction of increasing the competitiveness of modern production enterprises. One of these directions is the optimization of the chemical composition of heat-resistant nickel alloys within the limits of the standard composition. The morphology, composition, and size of carbides of the MS type cannot be changed by heat treatment, so establishing the relationship between the chemical composition and the above-mentioned characteristics is a necessary task.*

***Key words:** MC-type carbides, structure, chemical composition, temperature of dissolution (exclusion) of carbides, nickel-based superalloys.*

Вступ

Розробка нових і оптимізація існуючих ливарних жароміцних нікелевих сплавів для виготовлення лопаток газотурбінних двигунів цивільного та військового призначення, є важливою науково-технічною проблемою. З огляду на чутливість структурних складових до концентрації легуючих елементів, виникають труднощі в оцінці очікуваного комплексу властивостей виробів від хімічного складу або структурного-фазового стану [1-8].

***Мета:** встановлення залежностей впливу легуючих елементів на хімічний склад, тип та морфологію первинних карбідів в структурі багатокомпонентної системи типу Ni-Cr-Co-Al-W-Re-Ta-Mo-Nb-C.*

Матеріал і методика дослідження

Моделювання термодинамічних процесів, що протікають при кристалізації (охолодженні) або нагріванні в структурі сплавів здійснювалися методом CALPHAD. В багатокомпонентній системі (Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C) діапазон варіювання елементами був обраний з міркувань максимальної і мінімальної кількості елемента, що вводиться в жароміцні нікелеві сплави (ЖНС). Таким чином, для дослідження було обрано карбідоутворюючі елементи, що входять до карбідів типу MC, в наступних діапазонах легування (% по масі): вуглець 0,02-0,2; тантал 0,5-12; ніобій 0,1-4.

Експериментально склад карбідів визначали на електронному мікроскопі РЕМ-106И з використанням системи енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу. Даним методом вивчали морфологію та хімічний склад карбідів в структурі сплаву. Переклад значень якісного в кількісний аналіз виробляли автоматично за програмою приладу. Відносна похибка методу становить $\pm 1\%$ (по масі). Результати розрахунків типу карбідів і їх хімічного складу порівнювали з експериментальними даними, отриманими за допомогою електронної мікроскопії.

Результати дослідження обробляли статистичними методами з встановленням кореляційних залежностей типу «параметр-властивості» у вигляді математичних рівнянь математичних моделей, які оптимально описують ці залежності. Отримані залежності мають досить високі коефіцієнти критерію кореляції $R^2 \geq 0,85$ і можуть використовуватися для прогнозуючих розрахунків зазначених показників з відносною похибкою близько 4%.

Результати дослідження та їх обговорення

Вивчення виділення фаз в процесі кристалізації дослідженої системи проводили в температурному діапазоні 1600-20°C, за цих температур найбільш імовірним є виділення основних фаз в наступному порядку: карбіди типу MC; γ - твердий розчин; евтектика $\gamma + \gamma'$; інтерметаліди типу γ' - фази на основі (Ni₃Al); карбіди типу M₂₃C₆. Оскільки на карбіди типу M₂₃C₆ можливо вплинути термічною обробкою і змінити їх морфологію, то подальша робота буде присвячена карбідам MC, хімічний склад, морфологію та тип яких можливо змінити технологією литва та хімічним складом сплаву.

На рис. 1, а показано, що в структурі об'ємна частка первинних карбідів MC залежить від вмісту вуглецю в складі сплаву і оптимально описується лінійною функцією. У той же час, на (рис. 1 б) показано, що вплив вуглецю на температуру t_L^{MC} розчинення (або виділення) карбідів типу MC має складний характер і оптимально описується логарифмічними рівняннями.

Тантал має потужну карбідоутворюючу здатність, формує первинні карбіди MC; при цьому він позитивно впливає як на жароміцність, так і корозійну стійкість жароміцних нікелевих сплавів. При незначному введенні в

сплав танталу (0,5%) спостерігається його підвищення і в складі первинного карбіду МС до 18,5%. Тантал також підвищує температуру розчинення (виділення) первинних карбідів МС (рис. 2), що оптимально описується параболічною залежністю. Також це впливає на форму карбідів та зв'язок карбідів з матрицею. Саме сферична форма є оптимальною та має найменшу поверхневу енергію.

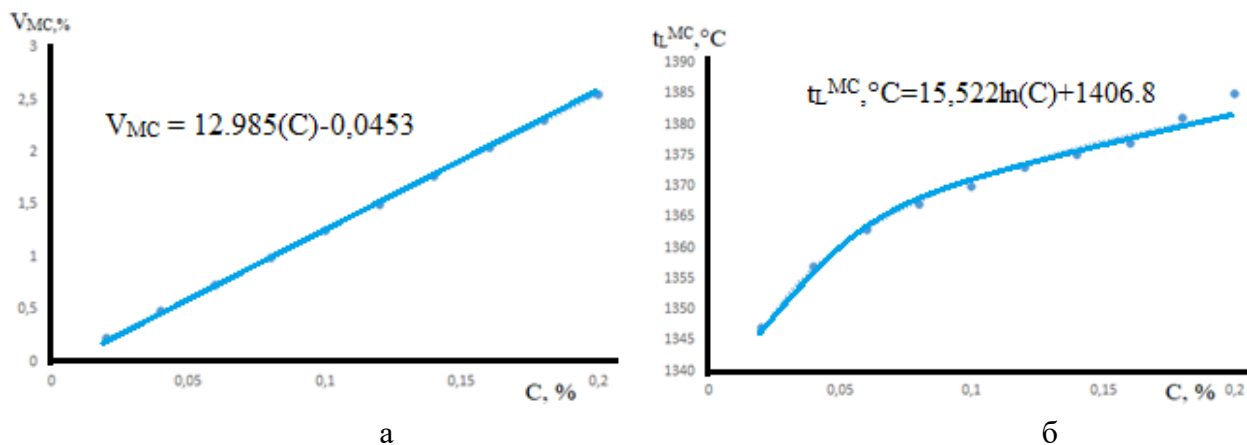
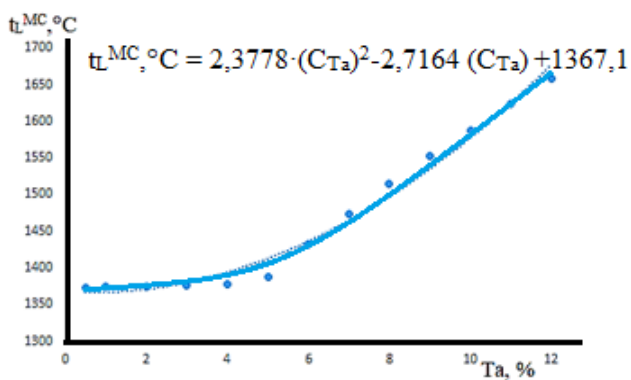


Рисунок 1 – Зміна кількості карбідів типу МС (а) і температури розчинення карбідів МС (в) від вмісту вуглецю в сплаві

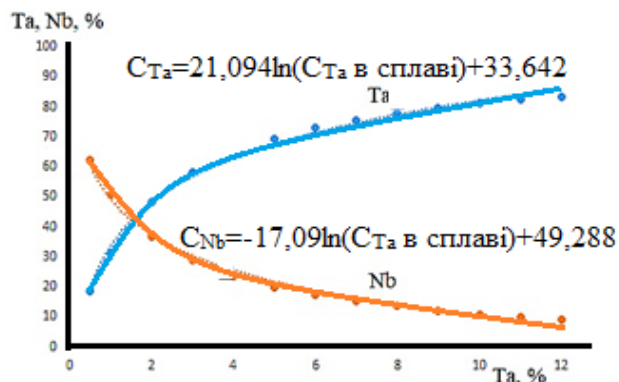
Розрахунково встановлено, що при 2% танталу в сплаві, карбід МС змінює свою основу і стає карбідом на основі танталу (рис. 2), причому зміна оптимально описується логарифмічною функцією. При цьому спостерігається зниження за вказаними залежностями вмісту ніобію, вольфраму і молібдену. Перехід карбіду МС в карбід на основі танталу призводить до збільшення міжатомних зв'язків, що сприяє збільшенню температури розчинення (виділення) карбіду. Зміна вмісту танталу в сплаві не впливає на хімічний склад вторинних карбідних фаз.

Ніобій впливає на температуру утворення первинних карбідів підвищуючи по параболічній залежності, що пояснюється змінами сил міжатомних зв'язку в цих виділеннях.

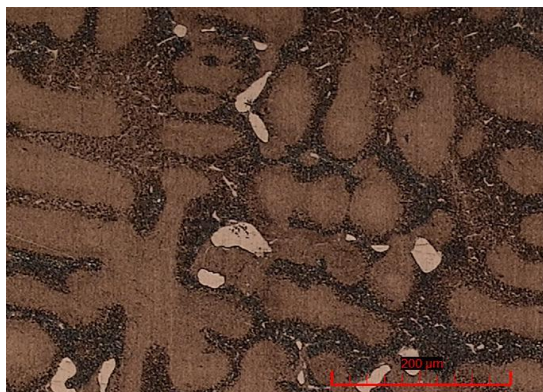
На (рис. 3) показано, що зі збільшенням вмісту ніобію в сплаві зростає його концентрація в первинному карбіді і перевищує концентрацію танталу в карбіді при вмісту ніобію в сплаві більше 3%. Так вміст танталу в карбіді МС знижується з 82,96% до 38,57%, а вольфраму з 7,64% до 1,1%, що призводить до утворення карбіду на основі ніобію. Також ніобій приводить до утворення карбідів МС з округлою формою, що знижує їх негативний вплив на властивості.



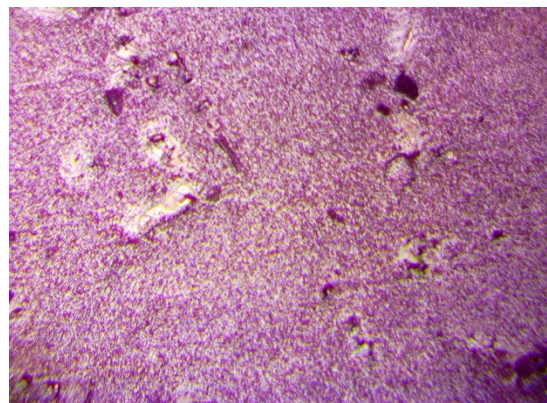
а



б

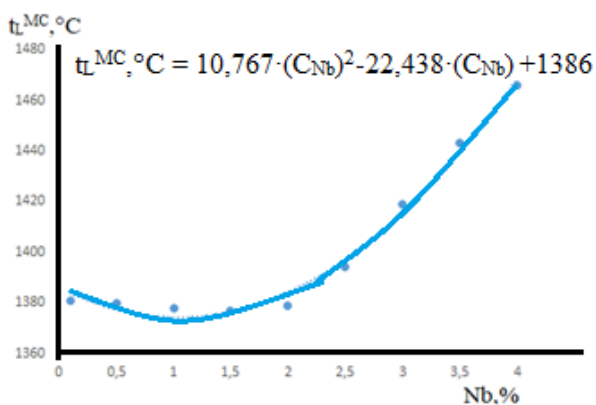


в

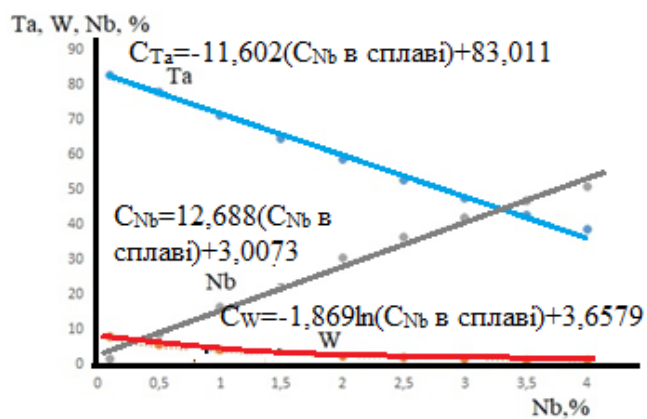


г

Рисунок 2 - Залежність температури розчинення карбідів MC (а), кількості танталу та ніобію в карбіді MC (б) від вмісту вуглецю в сплаві та морфологія карбідів типу NbC (в) і TaC (г)



а



б

Рисунок 3 - Температурна залежність розчинення (виділення) карбідів типу MC (а); кількість танталу, вольфраму та ніобію в MC карбіді (б) від вмісту ніобію в складі сплаву

Висновки

1. Встановлено залежності впливу легувальних елементів на температури розчинення (виділення) карбідів в сплаві системи Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-

4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C. Показано, що зміни в ході кривих залежності температури від вмісту елемента тісно корелюють з термодинамічними процесами, що відбуваються в системі, тобто на кривих спостерігаються екстремуми, які супроводжують зміну стехіометрії карбідів або виділення нових фаз.

2. Показано, що при підвищенні сумарної концентрації карбідоутворюючих елементів, ускладнюється і хімічний склад карбідів. При концентрації більше 2% мас. Та в сплаві, в карбіді MC вміст танталу переважає над вмістом ніобію, це так само призводить до зниження концентрації вольфраму і молібдену в карбіді. Виявлено, що при концентрації ніобію більше 3% мас. в сплаві його вміст в первинному карбіді перевищує вміст танталу і карбід стає на основі Та. Таким чином, легувальні елементи тісно взаємодіють в багатокомпонентній системі.

Література

1. Saunders, N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C. J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K. A. Green, T. M. Pollock and R.D. Kissinger.- TMS. - Warrendale. - 2000. - P. 803–811.

2. Симс, Ч.Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель ; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – Кн. 1, 2. – 384 с.

3. P. Jonšta Structural characteristics of nickel super alloy INCONEL 713LC after heat treatment / P. Jonšta, Z. Jonšta, J. Sojka, L. Čížek, A. Hernas // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2007. Vols. 21. – PP. 29-32.

4. B. G. Choi MC Carbide Decomposition during Thermal Exposure of Polycrystalline Ni-Base Superalloys / B. G. Choi // Solid State Phenomena. – 2007. Vols. 124-126. –PP. 1505-1508. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.124-126.1505>

5. Li Jiang M₂C and M₆C carbide precipitation in Ni-Mo-Cr based superalloys containing silicon/ Li Jiang, Wen-Zhu Zhang, Zhou-Feng Xu, He-Fei Huang, Xiang-Xi Ye, Bin Leng, Long Yan, Zhi-Jun Li, Xing-Tai Zhou // Materials & Design. – 2016. - Volume 112. – Pp. 300-308. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.075>

6. B. Seiser TCP phase predictions in Ni-based superalloys: Structure maps revisited // B. Seiser, R. Drautz, D.G. Pettifor / Acta Materialia. – 2011. - Volume 59. – Pp. 749-763. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.013>

7. Rui Hu Precipitation behavior of grain boundary M₂₃C₆ and its effect on tensile properties of Ni–Cr–W based superalloy/ Rui Hu, Jinshan Li, Guanghai Bai // Materials Science and Engineering A. – 2012. - №548. – P. 83-88. DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.092

8. R Yonghua Characterization of M₂₃C₆ carbide precipitated at grain boundaries in a superalloy / R Yonghua, Hu Geng, G Yongxiang // Metallography. – 1989. - №22(1). – P. 47-55. DOI: [10.1016/0026-0800\(89\)90021-9](https://doi.org/10.1016/0026-0800(89)90021-9)

АПЦИКЛІНГ ЯК ІНСТРУМЕНТ ФОРМУВАННЯ КРЕАТИВНОСТІ І РАЦІОНАЛЬНОСТІ У ЗДОБУВАЧІВ ТЕХНІЧНИХ СПЕЦІАЛЬНОСТЕЙ

**Зіборов К.А., к.т.н., доцент, Письменкова Т.О., к.пед.н., доцент
Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»**

***Анотація.** Проведено аналіз законодавчих актів щодо екологічної ситуації в Україні. Запропоновано зміну парадигми подальшого розвитку суспільства на шляху розумного екосвідомого споживання та безпечного існування через впровадження в навчальний процес методики формування екосвідомості. В даній статті запропоновано використовувати апциклінг як інструмент раціонального використання ресурсів з одного боку, і розвитку креативності і нестандартного мислення – з іншого.*

***Ключові слова:** апциклінг, екосвідомість, раціональне використання ресурсів, креативність*

UPCYCLING AS A TOOL FOR FORMING CREATIVITY AND RATIONALITY IN HEALTHY TECHNICAL SPECIALTIES

**Tetiana Pismenkova, Ph.D., associate professor, NTU «Dniprovska
Politekhnik» Kirill Ziborov, Ph.D., associate professor, NTU «Dniprovska
Politekhnik»**

***Abstract.** An analysis of legislative acts regarding the environmental situation in Ukraine was carried out. It is proposed to change the paradigm of the further development of society on the path of reasonable eco-conscious consumption and safe existence through the introduction into the educational process of the method of formation of eco-awareness. In this article, it is proposed to use upcycling as a tool for the rational use of resources on the one hand, and the development of creativity and non-standard thinking on the other.*

***Key words:** upcycling, eco-awareness, rational use of resources, creativity*

Вступ

Дії соціуму з кожним новим поколінням піддають нашу планету негативному впливу. Зараз все більше людей звертає увагу на пов'язані з цим наслідки, намагаючись мінімізувати шкоду, яку завдають екології. Одним із ефективних способів досягти цього є розумне споживання (англ. *responsible consumption*) - відповідальне використання природних ресурсів лише в міру їхньої необхідності.

Принципи розумного споживання включають [1]:

- мінімізацію накопичення природних та інших ресурсів;
- вторинне використання задіяних ресурсів;
- перехід на відновлювані та довговічні ресурси;
- зменшення обсягу вироблених відходів та ін.

Опитування, яке в жовтні 2021 році виконала дослідницька компанія Gradus Research [2] довело, що 29% українців сортують сміття, 19% - дотримуються принципу *upcycling* – повторного використання старих речей, 36% - відмовляються від імпульсивних покупок, а 7% навіть дотримуються принципу *zero-waste* – без відходів (рис.1).

До відходів відносять речовини або предмети, що утворені в процесі виробництва, виконання робіт, надання послуг або в процесі споживання людиною. За даними Міністерства охорони довкілля, в Україні щорічно утворюється півмільярда тон відходів. Аналітичний портал «Слово і діло» провів дослідження (рис. 2), які показують скільки в Україні утворюється відходів, скільки утилізують, а скільки зберігається на звалищах [3]. Розв'язання питання відходів особливо актуальне зараз, коли їхня кількість суттєво зростає внаслідок військових дій.



Рисунок 1 – Результати опитування щодо практики розумного споживання

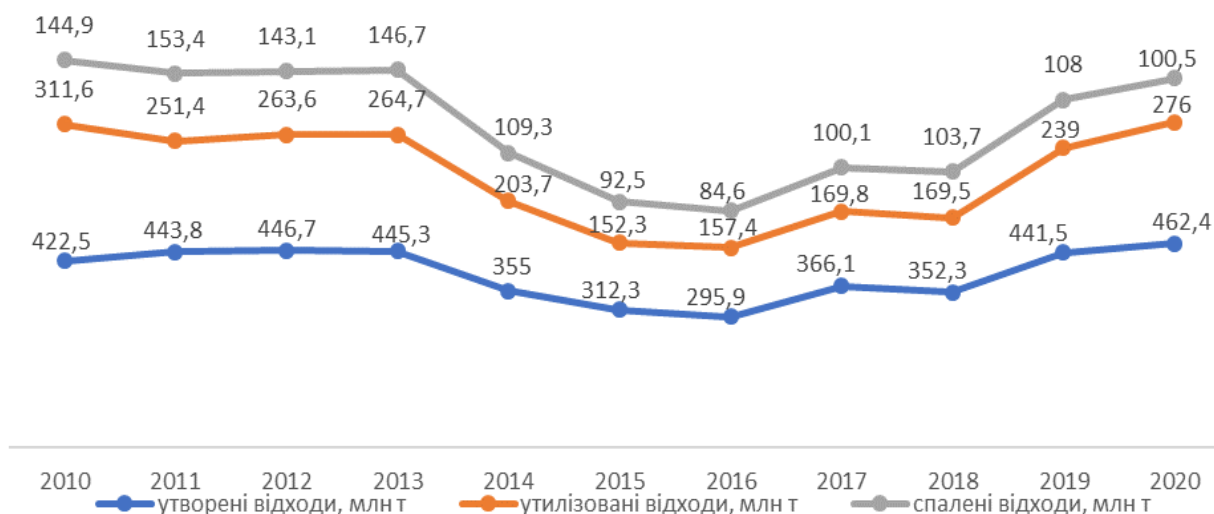


Рисунок 2 – Поводження з відходами в Україні

У 2017 році Кабінет Міністрів України затвердив Національну стратегію управління відходами в Україні до 2030 року. Стратегія визначає головні напрями державного регулювання у сфері поводження з відходами з урахуванням європейських підходів щодо управління ними. Це, перш за все, впровадження принципів циклічної економіки, які передбачають запобігання утворенню відходів, і, лише в окремих випадках, їхня утилізація; створення системи пунктів повторного використання/переробки деяких товарів, наприклад, побутової техніки, меблів та одягу.

Аналіз публікацій

На законодавчому рівні передбачається створення та реалізація Міжвідомчої програми "Екологічна просвіта та інформування для сталого розвитку України на 2022-2032 роки" для кожної області України [4, 5]. Законопроект №2207-1-д доповнено частиною про те, як управляти різними видами відходів, що забезпечить створення та реалізацію механізму їхнього розподілу, належної утилізації чи зберігання [6].

Співавторка подкасту «Пояснизаєко» Валерія Кіт зазначає, що «... більшість із нас навіть не уявляють, наскільки екосвідомішими ми стали під час війни. Багато людей очистили свої домівки, віддали зайвий одяг, посуд і дитячі речі, за які трималися роками, у центри переселенців, подіставали весь можливий текстиль, щоб плести з нього маскувальні сітки, і не купують зайвий раз черговий непотріб ...» [7].

Результати досліджень та їх обговорення

Таким чином, в країні існують всі передумови якісної зміни парадигми подальшого розвитку суспільства на шляху розумного екосвідомого споживання та безпечного існування. На думку авторів цієї статті, екологізацію свідомості українців необхідно починати з молоді – майбутнього країни. А саме, активно впроваджувати в навчальних закладах методики формування екосвідомості.

Апциклінг є одним із інструментів раціонального використання ресурсів з одного боку, а розвитку креативності і нестандартного мислення – з іншого. Взагалі, апциклінг – це створення або модифікація існуючого продукту з використаних матеріалів, компонентів і продуктів, які мають таку ж або вищу якість чи вартість, ніж оригінал.

Концепція апциклінгу включає в себе *творче* повторне використання, ремонт і відновлення, а також створення, персоналізація «від виробника» та виробництво продукції без переробки. За рахунок збільшення терміну корисного використання виробів, їх компонентів і матеріалів, теоретично це більш ефективний спосіб виробництва і споживання як окремими споживачами, так і промисловістю. Таке «продовження життя» виробів, їх компонентів або матеріалів є одним із важливих показників ефективності використання матеріалів,

коли зменшується потреба в дослідженні сировини для створення нових продуктів. У випадку з пластиком це означає менше видобутку нафти, менше вирубаних дерев у випадку з деревиною, у випадку з металом, менше видобутку тощо. Ця матеріалоефективність, а також скорочення кількості витрат на отримання іншого матеріалу для «нового виробу» передбачає підвищення ефективності використання природних ресурсів, сприяє зменшенню викидів вуглецю і парникових газів, таким чином, додатково покращуючи екологічні показники середовища проживання людини.

В роботі [8] автор припускає, що перетворення відходів або використаних об'єктів у більш цінні або якісні існує вже тисячі років, як авторське виробництво. Деякий час воно було поширено у країнах, що розвиваються через обмежені ресурси, але нещодавно розвинені країни, включаючи США та Великобританію, стали приділяти більшу увагу до апциклінгу в комерційних перспективах через поточну товарність і зниження вартості відновлених або перероблених виробів, створених цим шляхом. Асортимент продукції, що випускається шляхом апциклінгу включає: килимки з залишків тканини, ювелірні вироби, перероблений одяг та меблі, мистецькі предмети з металобрухту тощо (рис. 3).



Рисунок 3 – Приклади промислового апциклінгу

Сучасні дебати щодо економіки замкнутого циклу та дій для неї [9] втілюють концепцію повторного виробництва та переробки як потенційного способу підвищення процвітання нашого суспільства, зменшення залежності від первинних матеріалів та енергії, екологізацію свідомості та відповідальності кожного за чисте довкілля для себе та наступних поколінь; переформатування зі споживацького ставлення на більш заощадливе – раціональне використання.

Україна – велика європейська держава з населенням, де понад 70 % відсотків людей мають вищу освіту. Але потенціал вищої освіти України не використовується повною мірою суспільством і економікою [10]. Сучасна підготовка здобувачів технічних спеціальностей вимагає від закладів вищої освіти швидко і гнучко реагувати на зміну ідеології споживача кінцевого продукту, звертатися та активно розвивати у здобувачів творчість, оригінальність мислення [11].

До недавнього часу в ланцюжку «людина - виріб – середовище» компонент «середовище» розглядався з погляду впливу середовища на людину, але

упускалася значна складова впливу виробів та людини на середовище. Зараз він аналізується з позицій складових, що перебувають у відносинах і зв'язках один з одним, що утворюють певну цілісність, функціональну та композиційну єдність, і, зрештою, гармонійне середовище існування. Перебуваючи на креативному етапі свого розвитку, сучасна ергономіка спрямована на створення таких систем трудової діяльності, які б давали змогу максимально використати потенціал кожного її елемента, а отже, і системи загалом, досягнути продуктивності праці, забезпечивши комфортність при роботі в системі та збереження здоров'я людини [12]. Сама праця на сучасному виробництві змінює свою якість: у ньому нерозривно пов'язані власне продуктивна праця, навчання, рекреація. І це є важливою тезою для розвитку креативності у здобувачів технічних спеціальностей. Персоніфікація вимог до товарів, індивідуальна привабливість виробленого продукту кінцевому споживачу, екологічна свідомість та «здоровий економічний глузд» повинні стати вже реальністю на етапі навчання при формуванні професійних навичок.

«Креативність це просто створення зв'язків між речами» - говорив Стів Джобс – американський підприємець і винахідник, засновник корпорації Apple Inc. Сьогодні апциклінг у нашій країні в основному існує на побутовому рівні у «творчих домогосподарок». Але якщо його впровадити у навчальний процес, як спосіб розвитку творчої складової особистості, це може сприяти розвитку креативності як компетентності.

На тлі людських втрат та економічних збитків під час війни наслідки для довкілля можуть здаватися проблемою не першочерговою. Але страждання, які війна завдає довкіллю, ще не одне десятиліття будуть нагадувати про ці події. Поінформованість населення важлива не лише для того, аби уникнути паніки, пов'язаної зі шкодою довкіллю, а і для того щоб вже сьогодні діяти на благо довкілля [1].

Проблем з екологією України багато, тому з ними потрібно працювати вже і щодня. Перед Україною стоїть безліч викликів щодо відновлення довкілля. І найголовніший – це впровадження першочергових ініціатив вже під час війни. Відбудова України потребуватиме інтенсивного використання різних сфер: видобування, промисловості, транспорту та інших, що супроводжуватиметься збільшенням викиду вуглецю в атмосферу. Йдеться про реформування енергетичної сфери, розвиток сонячної, вітрової та водної електроенергії [13].

Ефективне поводження з відходами – це одна з важливих реформ на шляху до подальшої євроінтеграції. І саме тому ідея використовувати вироби, зроблені зі старих скейтбордів, камер, пластикових мішків для сміття, автомобільних ременів безпеки – навіть бомб та куль воєнного часу – більше не вважається химерною, а актуальною та своєчасною, оскільки споживачі вловлюють сьогоднішній дух часу. Перезавантаження предмета з історією чи навіть унікальною історією, який інакше міг би опинитися на звалищі, – ось що приваблює багатьох споживачів до перероблених товарів. І, як це часто буває в міру зростання тенденцій, перероблені модні предмети перетворилися з

кітчевих, а іноді і бентежних, на досить оригінальні, добре зроблені і навіть розкішні предмети високого класу (рис. 4).

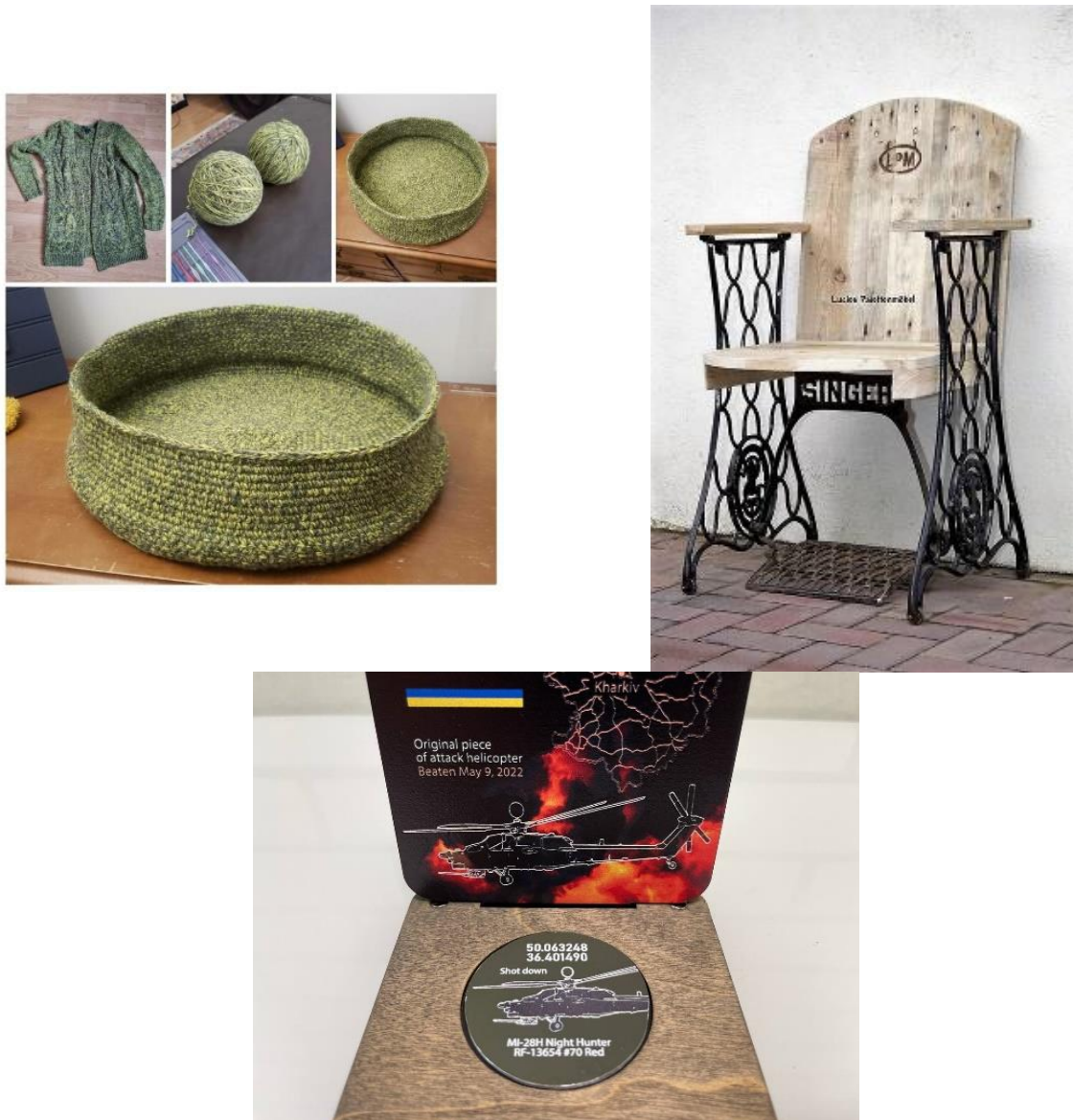


Рисунок 4 – Приклади креативної переробки

А можливість показати світові нове життя предметів, що колись несли руйнування, сприяє гуманістичній місії освіти. Апциклінг допомагає реалізувати цю місію.

Висновки

Тому при підготовці технічних фахівців з вищою освітою саме цим питанням (екологізація, креативність, розумне споживання) необхідно приділяти особливу увагу, розвиваючи такі компетентності як екосвідомість, креативність, інженерна-екологічність.

Література

1. Responsible Consumption And Production [Електронний ресурс]. – Режим доступу <https://www.globalgoals.org/goals/12-responsible-consumption-and-production/>
2. Наскільки українці підтримують тренд розумного споживання: опитування [Електронний ресурс]. – Режим доступу https://trends.24tv.ua/naskilki-ukrayintsi-pidtrimuyut-trend-rozumnogo-ukrayina-novini_n1768918
3. Управління відходами: скільки в Україні утворюється і накопичується сміття. [Електронний ресурс]. – Режим доступу <https://www.slovoidilo.ua/2021/08/28/infografika/suspilstvo/upravlinnya-vidxodamy-skilky-ukrayini-utvoryuyetsya-nakopychuyetsya-smittya>
4. Україна, війна, довкілля. Чи знає Захід про екологічні наслідки війни. [Електронний ресурс]. – Режим доступу <https://www.epravda.com.ua/columns/2022/09/8/691294/>
5. Екологічні реформи України на шляху до ЄС [Електронний ресурс]. – Режим доступу <https://www.epravda.com.ua/columns/2022/08/10/690226/>
6. Проект Закону про управління відходами 2207-1-д [Електронний ресурс]. – Режим доступу <https://www.kmu.gov.ua/bills/proekt-zakonu-pro-upravlinnya-vidkhodami>
7. Пояснизаєко [Електронний ресурс]. – Режим доступу <https://anchor.fm/poyasnypodcast>
8. Szaky, T. Outsmart Waste: The Modern Idea of Garbage and How to Think Our Way Out of It Paperback – Illustrated, January 14, 2014, p.168.
9. Ellen MacArthur Foundation, 2016. Circular economy [online]. Available at: <http://www.ellenmacarthurfoundation.org>.
10. Стратегія розвитку вищої освіти в Україні на 2021–2031 роки [Електронний ресурс]. – Режим доступу <https://mon.gov.ua/storage/app/media/rizne/2020/09/25/rozvitku-vishchoi-osviti-v-ukraini-02-10-2020.pdf>
11. Письменкова Т.О., Зіборов К.А. Розвиток дизайн-мислення - сучасний погляд на підготовку магістрів технічних спеціальностей на досвіді НТУ «Дніпровська політехніка»
12. Основи педагогічної ергономіки - Карапузова Н. Д. - Становлення ергономіки як науки <https://ukrtextbook.com/osnovi-pedagogichno%D1%97-ergonomiki-karapuzova-n-d/osnovi-pedagogichno%D1%97-ergonomiki-karapuzova-n-d-stanovlennya-ergonomiki-yak-nauki.html>
13. План відновлення України [Електронний ресурс]. – Режим доступу <https://recovery.gov.ua/>

ПОКРАЩЕННЯ ОБРОБЛЮВАНOSTІ ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ

Лалазарова Н.О., к.т.н., доцент, Омельченко В.В., студент, ХНАДУ,
Попова О.Г., к.т.н., доцент, ХНАЕУ «ХАІ»

***Анотація.** Досліджено вплив термічної обробки на оброблюваність високохромистого чавуну мінералокерамічним і твердосплавним інструментом, визначений оптимальний режим відпалу і оптимальні швидкості різання.*

***Ключові слова:** високохромистий чавун, карбіди, відпал, структура, різальний інструмент, абразивний знос, оброблюваність.*

IMPROVEMENT OF PROCESSING OF HIGH CHROMIUM CAST IRON

Lalazarova N.O., PhD, Associate Professor KhNAHU,
Omelchenko V.V., student, Popova O.G., PhD, Associate Professor,
Kharkiv National Aerospace University "Kharkiv Aviation Institute"

***Abstract.** The effect of heat treatment on the machinability of high-chromium cast iron with mineral-ceramic and hard alloy tools was studied, the optimal annealing mode and optimal cutting speeds were determined.*

***Key words:** high chromium cast iron, carbides, annealing, structure, cutting tool, abrasive wear, machinability.*

Вступ

Незважаючи на суттєві успіхи за останні роки щодо створення принципово нових матеріалів, особливо на базі порошкової металургії, а також шаруватих і волокнистих композитів, питоме споживання в різних галузях промисловості сталей і чавунів є переважним. Сталь і чавун – це основні, як і раніше, конструкційні матеріали у виробництві гірських машин, великих корпусних виробів складної форми, що технологічно і економічно доцільно з них виготовляти. За умов гострого дефіциту і високої вартості легованих сталей і спеціальних сплавів важливу роль в машинобудуванні мають зносостійкі чавуни з високим рівнем експлуатаційних властивостей [1, 2]. Однак широке використання їх стримується, в тому числі, і через низьку оброблюваність різанням. Структурна неоднорідність, наявність великої кількості складних карбідів, що мають високу твердість і абразивну дію на різальний інструмент, роблять механічну обробку виробів з високохромистих зносостійких чавунів лезовим інструментом практично не можливою [3].

У зв'язку з цим, вирішення проблеми покращення оброблюваності високохромистих чавунів, які мають високу зносостійкість, набуває актуальності.

Існують різні шляхи покращення оброблюваності – вплив на структуру і властивості чавуну та вплив на процес різання через інструмент, змащувально-охолоджувальну рідину, режими різання та ін. Найбільш раціональним з метою покращення оброблюваності високохромистого чавуну є комплексний підхід, який включає обоє шляхи – вплив на структуру термічною обробкою і на процес різання.

Аналіз публікацій

При видобутку і збагаченні руди, вугілля, цементної сировини, каменю та інших копалин через абразивний знос витрачаються сотні тисяч тонн металу. Абразивному зносу піддається велика група машин та устаткування: екскаватори, бульдозери, скрепери, великовантажні автосамоскиди, щоківі і конусні дробарки, млини, відбійні плити, бункери, шламові насоси і трубопроводи до них, центрифуги, класифікатори, флотаційні машини та інше обладнання.

Умови роботи, не пов'язані з великими ударними навантаженнями, дозволяють застосовувати для багатьох машин деталі з білих чавунів різних типів, які, завдяки наявності в їх структурі високотвердих складових - карбідів, мають зносостійкість в 5-10 разів вищу, ніж у конструкційних сталей [4, 5]. З білих високохромистих чавунів виготовляють лопатки дробострумінних апаратів, піскострумінні сопла, робочі колеса, бронеплити насосів і землесосів, кулі кульових млинів, прокатні валки та інші вироби.

Однією з істотних причин, що стримують застосування багатьох марок білих зносостійких чавунів, є їх структурна неоднорідність, наявність великої кількості складних карбідів, які характеризуються високою твердістю, що поряд з іншими факторами створює проблеми їх механічної обробки. На оброблюваність чавунів і на знос інструмента впливає структура чавуну (структура металевої основи, тип карбідів, їх розмір і взаємне розташування), а також режими різання, матеріал різальної частини інструмента та інші фактори.

Оброблюваність різанням – це комплекс технологічних характеристик, що визначає здатність матеріалу піддаватися обробці різанням. Це суперечливе поняття. З одного боку (по визначенню), оброблюваність характеризує здатність матеріалу піддаватися обробці різальним інструментом. З іншого боку, можна сказати, що оброблюваність металів різанням відображає сукупність властивостей металів, які обмежують продуктивність обробки, викликають труднощі при отриманні необхідної точності і якості обробленої поверхні, вимагають для обробки спеціальних пристосувань і створюють інші труднощі при обробці заготовок. Поняття оброблюваності не має чіткого визначення.

Оброблюваність визначає продуктивність, якість і собівартість продукції. Не дивлячись на важливість цього поняття, загальновизнаний підхід до проблеми оброблюваності відсутній.

Аналіз методів покращення оброблюваності високохромистих чавунів за рахунок зміни хімічного складу і структури – шляхом проведення термічної

обробки, знеміцнення поверхневого шару показав їх достатню ефективність, однак вони мають високу вартість [6, 7, 8].

Інший шлях покращення оброблюваності – це вплив на процес обробки. Один з ефективних шляхів інтенсифікації процесу різання твердих матеріалів – застосування сучасних інструментальних матеріалів, наприклад, полікристалічних надтвердих матеріалів або мінералокераміки для лезового інструменту. Полікристалічні надтверді матеріали та мінералокераміка мають значну перевагу в порівнянні з твердим сплавом, перевершують його за твердістю і теплостійкістю, що і визначає високу зносостійкість на високих швидкостях різання при безударному навантаженні.

На основі аналізу літературних даних була визначена мета та завдання досліджень. Мета даної роботи – дослідження впливу складу і структури високохромистого чавуну на показники оброблюваності та розробка режиму термічної обробки для покращення оброблюваності.

Методики досліджень

Дослідження проводилися на високохромистому чавуні, що має хімічний склад: 2,58 % C; 18,8 % Cr; 0,74 % Si; 1,10 % Mn; 0,07 % P; 0,04 % S; 1,28 % Ni; 0,98 % Mo; 0,03 % Mg. Для виявлення структури чавуну застосовували травлення реактивом: 4 % пікринової кислоти, інше – етиловий спирт.

Рентгеноспектральний мікроаналіз проводили на растровому електронному мікроскопі-аналізаторі РЕММА 101А.

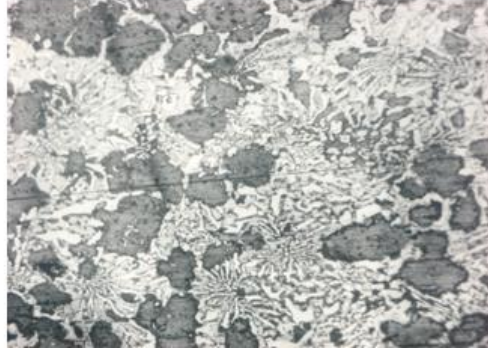
Вимірювання мікротвердості проводили втискуванням чотиригранної алмазної піраміди з навантаженням 50 г на дослідницькому комплексі на основі мікротвердоміра ПМТ-3.

На підставі літературних даних в якості інструментальних були обрані матеріали: квадратні пластини з твердого сплаву марки ТК2001 (класифікація за ISO – K20) (Швеція, «SECO»), квадратні пластини на основі інструментальної кераміки ВОК-71. Дослідження проводилися при напівчистовій (твердий сплав) і чистовій (мінералокераміка) обробці на токарно-гвинторізному верстаті 1К62. Геометричні параметри пластин досягалися за рахунок установки в державках.

Для дослідження оброблюваності високоміцних чавунів застосовувався класичний метод, який повністю відтворює процес обробки. Класичні методи дослідження оброблюваності полягали в отриманні залежності інтенсивності відносного зносу від швидкості різання. Критерієм для оцінки оброблюваності служить знос різця по задній поверхні. Випробування проводили при $S = 0,07$ мм / об, $t = 0,4$ мм, $T = 60$ хв на зразках діаметром 80 мм і довжиною 500 мм. Як критерій зносу приймалися такі значення ширини фаски зносу по задній поверхні: твердий сплав – 0,8 мм, мінералокераміка – 0,6 мм.

Дослідження впливу термічної обробки на оброблюваність високохромистого чавуну

Високохромисті чавуни є складними багатокомпонентними сплавами. На рис. 1 наведена структура високохромистого чавуну в литому стані.



збільшення $\times 100$

Рисунок 1 - Структура високохромистого чавуну в литому стані

Мікроструктура сплава неоднорідна – до 5 % перліту, залишковий аустеніт і мартенсит. Рентгеноспектральними дослідженнями виявлені карбіди типу $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ і $(\text{Cr, Fe, Mo})_{23}\text{C}_6$ у вигляді суцільних грубих голкоподібних колоній. Середнє значення твердості чавуну – 50 HRC.

Найкращу оброблюваність мають зносостійкі сплави, структура металевої основи яких зернистий перліт з низькою мікротвердістю (до 2000-3000 МПа), який не піддається наклепу при різанні. М'яка металева основа полегшує видалення різцем навіть достатньо твердих карбідів з матриці. Карбідна фаза повинна складатися з ізольованих тригональних карбідів. Видалення з оброблюваного матеріалу ізольованих карбідів значно легше, ніж карбідів, які пов'язані в суцільний каркас.

Для отримання подібної структури досліджували зразки чавуну із вмістом 18,8 % хрому піддавали різним видам відпалу.

Зразки 1, 2, 3 піддавали низькотемпературному відпалу за режимом: нагрів до 750 °С з витримкою $\tau=3, 12, 24$ години відповідно і охолодження з піччю при $V_{\text{ох}}=40-50$ °/год. В результаті твердість зразків знизилася до 42–43 HRC (табл. 1). Мікроструктура зразків складалася з перлітної фази з мікротвердістю 2940 МПа і карбідної фази, яка представлена голчастими карбідами, що місцями створюють каркасні скупчення. Збільшення витримки з 3 до 24 годин дозволило зменшити твердість зразків (з 42–43 HRC при $\tau=3$ до 33–35 HRC при $\tau=24$ год) при цьому відбулися зміни структури – замість суцільних грубих голкоподібних колоній утворилися рівномірно розподілені карбіди.

Зразки 4-9 піддавали відпалу з нагрівом до 900 °С і видержкою $\tau=1, 2, 3, 4, 12, 21$ година при швидкості охолодження $V_{ox}=40-50$ °/год. Твердість зразків змінювалася в інтервалі 31–41 HRC. Мікроструктура складалася з зернистого перліту з мікротвердістю 2220–2840 МПа і карбідної фази, представленою карбідами $(Cr_2Fe)_7C_3$ з мікротвердістю 12900–16200 МПа.

При нагріві зразків 10–11 до 1150 °С з видержкою $\tau = 3$ і 5 годин твердість знизилась до 33 – 40 HRC, мікротвердість зернистого перліту до 2480 – 2520 МПа, карбідної фази до 14050 – 16300 МПа. Твердість зразка 12 32 – 34 HRC була отримана при відпалі за режимом: температура нагріву – 1150 °С з видержкою $\tau = 24$ год, при цьому перліт мав мікротвердість 2400 МПа, а карбідна фаза, представлена карбідами рівноважної форми, практично не змінила своєї мікротвердості – 12100 МПа.

Таким чином відпал з нагрівом до 750, 900, 1150 °С при однаковій витримці 3 години і повільному охолодженні з піччю ($V_{ox}=40 - 50$ °С/год) сприяв перетворенню структури металевої матриці в зернистий перліт, причому підвищення температури нагріву сприяло коагуляції і укрупненню карбідів зернистого перліта (бал зернистості змінився з 2-го до 5-6-го).

Збільшення часу видержки при температурі 1150 °С з 3-х до 24-х годин при повільному охолодженні з піччю ($V_{ox}=40-50$ °С/год) сприяло більш повному протіканню дифузійних процесів, при цьому мало місце інтенсивне збіднення вуглецем деяких мікроділянок з виникненням феритної структури.

Таблиця 1 – Властивості чавуну після термічної обробки

№ зразка	Вид термічної обробки	Режим термічної обробки		Швидкість охолод., °С/год	Твердість HRC	Мікротвердість, МПа	
		нагрів, °С	час витр., год			перліта	карбіда
1	відпал	750	3	40	42-43	2940	15800
2	відпал	750	12	40	35-38	2480	14100
3	відпал	750	24	40	33-35	2340	13050
4	відпал	900	1	40	39-41	2760	16200
5	відпал	900	2	40	39-41	2660	15300
6	відпал	900	3	40	38-40	2500	15750
7	відпал	900	4	100	38-40	2840	14100
8	відпал	900	12	40	35-36	2500	13900
9	відпал	900	21	40	31-33	2220	12900
10	відпал	1150	3	40	35-37	2420	14050
11	відпал	1150	3	100	33-40	2520	16300
12	відпал	1150	24	40	32-34	2340	12100

Проведені експерименти показали, що в процесі термічної обробки спостерігаються зміни як металевої основи (зниження мікротвердості, збільшення дисперсності фаз), так і карбідної фази – зменшується мікротвердість, відбу-

вається подрібнення і послаблення карбідного евтектичного скелета в результаті перебудови сотової евтектики в пластинчасту.

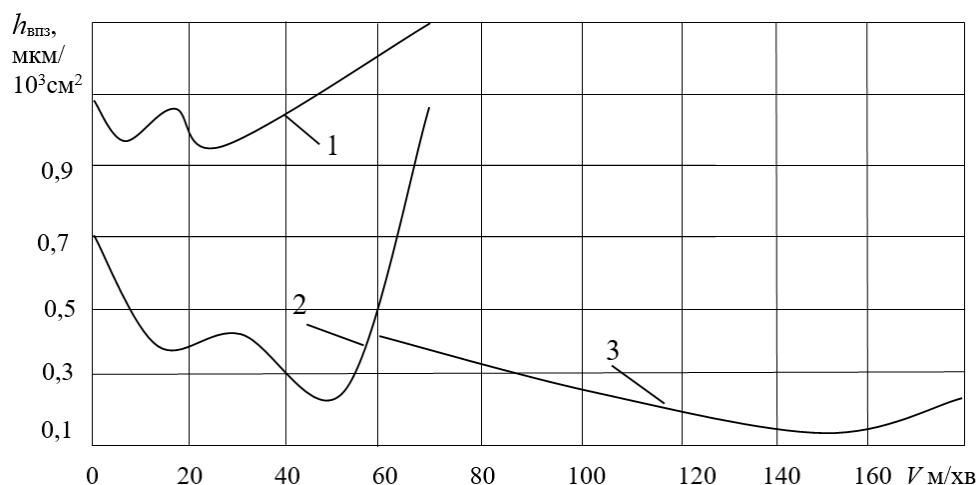
Виходячи з економічних міркувань в якості оптимального режиму відпалу можна рекомендувати наступний: нагрів до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ з видержкою $\tau = 3$ години при $V_{\text{ох}} = 40\text{ }^{\circ}/\text{год}$, твердість знижується до $38 - 40\text{ HRC}$. Збільшення температури і часу видержки здорожує процес виготовлення деталей. Отримана твердість дозволяє обробляти чавун твердосплавними та мінералокерамічними інструментальними матеріалами.

Дослідження багатьох авторів показали, що обробка високохромистих чавунів супроводжується високим рівнем температур, сил різання та інтенсивним зносом різального інструменту [9]. Результати досліджень інтенсивності відносного зносу твердосплавного інструменту показали, що ця залежність із збільшенням швидкості різання носить екстремальний характер (рис. 2).

Інтенсивність відносного зносу інструменту вище при напівчистовій обробці литого чавуну (рис. 2, крива 1), чим відпаленого (рис. 2, крива 2), в 4,5 рази.

При чистовій обробці використовували інструмент з інструментальної мінералокераміки ВОК-71. Інтенсивність відносного зносу мінералокерамічного інструменту при чистовій обробці відпаленого чавуну нижче (рис. 2, крива 3), чим твердосплавного, в 1,8 – 2 рази, що дозволяє рекомендувати його для чистової обробки високохромистого чавуну.

Визначена оптимальна величина швидкості різання при обробці литого чавуну твердим сплавом – 25 м/хв , відпаленого чавуну твердим сплавом – 50 м/хв , мінералокерамікою – 150 м/хв , тобто при заміні твердосплавного інструменту мінералокерамікою продуктивність обробки збільшилася в 3 рази.



- 1 – обробка литого чавуну твердим сплавом,
- 2 – обробка відпаленого чавуну твердим сплавом,
- 3 – обробка відпаленого чавуну мінералокерамікою

Рисунок 2 – Вплив структури чавуну на інтенсивність відносного зносу інструмент

Таким чином, аналіз показників оброблюваності високохромистого чавуну свідчить про ефективність запропонованого режиму відпалу (нагрів до 900 °С з видержкою $\tau = 3$ години при $V_{\text{ох}} = 40$ °С/год) для покращення оброблюваності високохромистого чавуну заданого складу за рахунок отримання структури зернистого перліту і рівноважних карбідів, які не поєднані в суцільний каркас.

Така структура металевої основи і карбідів забезпечує зменшення зносу інструменту і покращення оброблюваності високохромистого чавуну.

Висновки

1. Високохромисті чавуни є складними багатокомпонентними сплавами з неоднорідною структурою.

2. Рентгеноспектральними дослідженнями в структурі литого високохромистого чавуну виявлені карбіди типу $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$; $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$; $(\text{Cr,Fe,Mo})_{23}\text{C}_6$ у вигляді суцільних грубих голкоподібних колоній.

3. Відпал за режимом: нагрів до 900 °С з витримкою $\tau = 3$ години при $V_{\text{ох}} = 40$ °/год є оптимальним з точки зору оброблюваності та економічності – отримана твердість 38 – 40 HRC дозволяє проводити лезову механічну обробку.

4. Структура металевої основи високохромистих чавунів після відпалу – зернистий перліт та ізольовані карбіди. Видалення з м'якої металевої основи ізольованих карбідів значно легше, ніж карбідів, які пов'язані в суцільний каркас.

5. Аналіз результатів оцінки оброблюваності показав, що інтенсивність зносу твердосплавного інструменту в 4,5 рази менше при обробці відпаленого чавуну у порівнянні з литим, а мінералокерамічного в 1,8-2 рази менше, чим твердосплавного.

Література

1. Чугун: Справ. изд. / Под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. – М.: Металлургия, 1991. – 576с.

2. Калашникова А.Ю., Иванова Л.Х. Модифицированные хромистые чугуны // Литье. Металлургия. 2016: Материалы XII междунар. науч.- практ. конф., 24-26 мая 2016 г.: тезисы докл. – Запорожье: Ред.отдел ЗТТП, 2016. – С.104–105.

3. Нетребко В.В. Влияние химического состава высокохромистых чугунов на обрабатываемость резанием // Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту. – 2016. – № 1 (61). – С. 122-130.

4. Попова Е.Г. Исследование структуры и фазового состава высокохромистых сплавов рабочего слоя центробежнолитых валков // Вестник ХГПУ. – Харьков. – 2000. – Вып. 78. – С. 28 – 29.

5. Федотьев А. Н., Федотьева Л. П. Пути повышения обрабатываемости высокохромистых белых чугунов // Научный Вестник ДГМА. – 2013. – № 1 (11Е). – С. 122-129.

6. К выбору технологической схемы смягчающей термической обработки высокохромистого чугуна / Ефременко В. Г. и др. Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту. – 2014. – № 2 (50).

7. Радченко К. С., Ямшинский М. М., Фёдоров Г. Е. Оптимизация режимов смягчающего отжига износостойких хромомарганцевых чугунов для улучшения их обрабатываемости резанием // Металл и литьё Украины. – 2015. – № 12 (271). – С. 26-32.

8. Беликов С. Б., Волчок И. П., Нетребко В. В. Оптимизация состава и свойств износостойких высокохромистых чугунов. Високі технології в машинобудуванні. – 2015. – Вип. 1 (25). – С. 18-26.

9. Дидык Р. П., Кравченко Ю. Г., Мелещик В. А. Силы и температура резания при точении композитами износостойких чугунов. *Зб. нау. праць НГУ*. Дніпропетровськ. 2002. С.64-69.

ІННОВАЦІЙНИЙ СПОСІБ ОДЕРЖАННЯ ДЕТОНАЦІЙНОЇ ШИХТИ, ЯКИЙ ЗАБЕЗПЕЧУЄ ОТРИМАННЯ АЛМАЗНОЇ ФРАКЦІЇ З СТАБІЛЬНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Омельченко Л.В., к.т.н., доцент, Ольховський П.О., студент
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. У роботі наведено результати розробки інноваційного способу одержання детонаційної шихти для модифікування з алмазною фракцією. Показано що для її отримання було підібрано спеціальний комплект боєприпасів та розроблено певний метод їх утилізації, який забезпечує певні формування дисперсних алмазних включень, які покриті кисневими плівками металів FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄, Al₂O₃, CuO.

Ключові слова: модифікування при наплавленні, зміцнюючі покриття, структуроутворення, неоднорідність, взаємодія фаз, властивості, експлуатаційна стійкість, алмазна фракція.

INNOVATIVE WAY OF OBTAINING A DETONATION CHARGE WHAT ENSURES OBTAINING A DIAMOND FRACTION WITH STABLE CHARACTERISTICS

L.V. Omelchenko, Candidate of Technical Sciences, associate professor
Kharkiv National Automobile and Road University

Abstract. The paper presents the results of the development of an innovative method of obtaining a detonation charge for modification with a diamond fraction. It is shown that a special set of ammunition was selected to obtain it and a certain method of their disposal was developed, which ensures certain formation of dispersed diamond inclusions, which are covered with oxygen films of metals FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄, Al₂O₃, CuO.

Key words: modification during surfacing, strengthening the coating, structure formation, heterogeneity, phase interaction, properties, operational stability, diamond fraction.

Вступ

В останні роки велика увага у машинобудуванні приділяється розвитку технологій, які для зміцнення та відновлення деталей використовують модифікуючі дисперсні домішки наноматеріалів та спеціальні способи їх одержання. При цьому, особливу увагу надають зменшенню витрат на їх одержання та забезпечення значного технологічного і економічного ефектів. Якість відновлення характеризується такими властивостями, як відсутність дефектів у такому шарі, забезпеченням формування міцної зони зчеплення покриття з основою, забезпеченням необхідних експлуатаційних властивостей. Якість відновлення в значній мірі залежить як від структури, так і властивостей матеріалу деталі, що відновлюється. Для зміцнення використовують різні карбідні фази та алмазну фракцію різного способу одержання.

Домішки нано- та дисперсних алмазів одержують згідно діючої нормативно-технічної документації, а також у вигляді шихти з алмазною фракцією за додатковими технічними умовами.

В ДБТУ одержано вторинну сировину від утилізації спеціального набору боєприпасів, які мають у своєму складі нано- та дисперсні алмази. Така шихта має різні фракції зерен та може знайти використання в різних галузях виробництва – машинобудуванні, металургії, транспортної і при видобуванні газу та нафти.

Аналіз публікацій

Шихту з включеннями алмазів, отримують різними методами деформування, статичним, динамічним і детонаційним. В цих дослідженнях показано, що більш стабільні та якісні порошки з алмазною фракцією досягаються при використанні детонаційного методу їх одержання [1,2,3]. У відомих публікаціях теж відсутні особливості параметрів технологічного процесу одержання такої шихти.

Експерименти по синтезу алмазів при детонації конденсованих вибухових речовин складу $C_aH_bN_cO_d$, надаються в роботах [4,5], де показано, що вони розчиняються з виділенням вуглецевої фази, до якої входять дисперсні алмази.

Такий спосіб одержання алмазної фази відрізняється значною ефективністю у зв'язку з тим, що відсутні принципові границі на одержання конкретних статичних об'ємів та маси вибухових зарядів, з підвищенням яких зростає час дії високого тиску, що забезпечує необхідну якість та розміри формуємих включень. Вони базуються на специфічних керуючих параметрах одержання алмазної дисперсної фази в умовах процесу детонації та мають конкретне призначення. В роботах [6,7] показано, що детонацію боєприпасів проводять індивідуально для кожного великокаліберного одиничного снаряду в приміщенні зі зовнішнім регулюванням технологічного процесу. Одержану вторинну сировину використовують при плавленні у металургійних процесах.

Цей спосіб не є економічним, та достатньо екологічним. Крім того, кожний з боєприпасів має своє призначення, виготовляється з відповідних матеріалів та може використовуватися лише як модифікатор, згідно хімічного складу конкретної сировини у достатній кількості.

Виявлено також методи які висвітленні у дослідженнях [8,9]. Це дві принципово різні схеми: перша – контактне ударно-хвильове навантаження вуглецьграфітного матеріалу, який знаходиться в контакті з зарядом або через шар з металом; друга – безконтактна, при якій на вуглецьграфітовий матеріал діє металевий ударник, що може досягти 100 ГПа та більше.

Постановка задачі

Метою досліджень є розробка оптимального технологічного процесу утилізації боєприпасів для одержання стабільної алмазної фракції для модифікуванні рідкого розчину у відновленні деталі наплавленням.

Результати досліджень та їх обговорення

Для зменшення витрат у виробництві розроблено нову технологію та спосіб одержання детонаційної шихти від утилізації боєприпасів, які завершили період використання та зберігання на складах.

Одержання такої вторинної сировини дозволить використовувати її для модифікування рідкого розчину при відновленні деталей наплавленням зношеного шару.

Новий спосіб одержання шихти з алмазною фракцією при утилізації боєприпасів, у яких збігає термін використання, полягає в тому, що було проведено аналіз хімічного складу їх різновиду (табл. 1), запроповано оптимально-доцільне співвідношення та внесено корективи щодо їх розміщення і послідовності преведення в дію.

Таблиця 1 – Хімічний склад гільзової сталі.

Компоненти	Біметал	Холоднокатана сталь
Вуглець	0,12 – 0,20	до 0,11
Марганець	0,35 – 0,60	0,35-0,55
Хром	до 0,15	до 0,15
Нікель	до 0,30	до 0,30
Кремній	до 0,08	до 0,06
Мідь	до 0,20	до 0,20
Сірка	до 0,06	до 0,04
Фосфор	до 0,035	до 0,035

Отримана вторинна сировина дозволяє одержувати стабільну алмазну фракцію і використовувати додатково домішки модифікуючих компонентів, що входять до вмісту шихти. Це такі як Mg, Ca, Al.

На кожний 1кг заряду рекомендується використовувати об'єм контейнера для детонаційного вибуху розміром 1 – 4 м³.

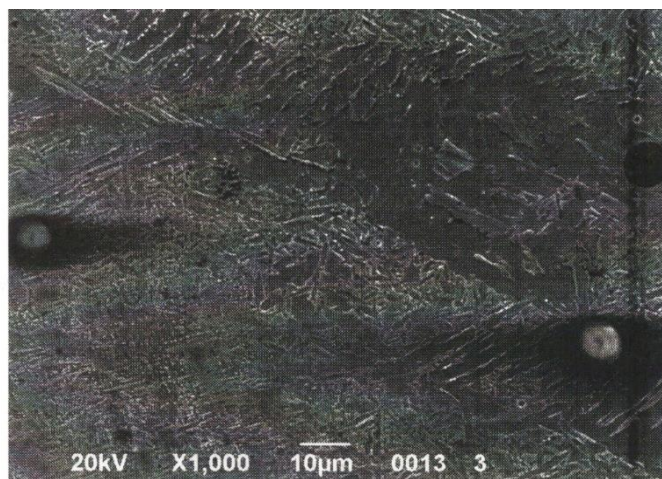
Такі методи детонації не враховують хвильовий вплив на технологічні параметри процесу, а також додаткову дію на вибухові параметри піроефекту від вмісту магнію, який є у боєприпасах, що планувалися до утилізації.

В основу нового способу одержання шихти при утилізації боєприпасів, покладена задача розробки оптимального технологічного процесу з одержанням стабільної алмазної фракції для модифікування рідкого розчину при відновленні деталі наплавленням. Це можливо лише при підборі відповідної номенклатури боєприпасів, які завершили період зберігання і не можуть використовуватися, згідно призначення.

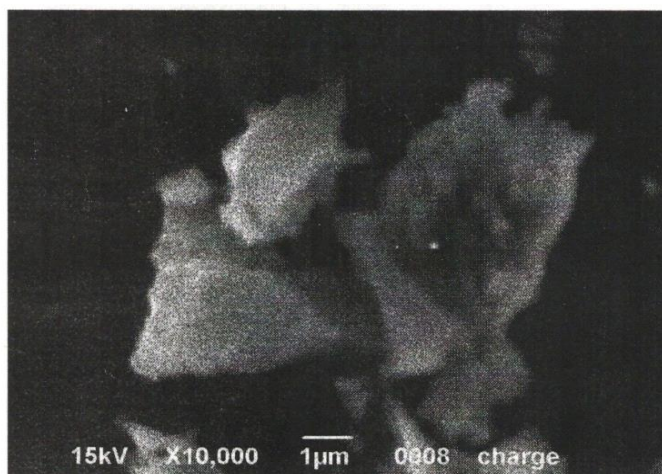
Вирішення такої задачі досягли детонацією патронів калібру 12,7 мм (основна їх частина складала – 99 %) та калібру 15 мм – (до -1,0 %) сигнальних. Частку сигнальних патронів не слід перевищувати тому, що вони містять магній та будуть посилювати піроефект. Ця частка сигнальних патронів буде

достатня для підвищення локальної температури детонації до 3000 °С та одержання стабільної фракції алмазів. При детонації такі патрони поділили на чотири рівні частини та розташували їх пошарово у контейнері.

Суттєвий вплив на стабілізацію алмазної фракції мають хвильові багаторазові деформації, це досягається детонацією послідовно кожного шару з різним інтервалом процесу за часом. Дослідженням встановлено, що детонація першого шару відбувається у період 1-2 с; другого 2-3 с; третього 3-5 с; четвертого 5-10 с.



а



б

а – алмазні включення; б – кисневі плівки

Рисунок 1– Алмазна фракція, що формується у конгломератів зерен

Таким чином у період між часом дії вибухової хвилі від детонації кожного шару відбуваються ще і зворотні менш інтенсивні додаткові хвильові деформації, що створюються від стінок контейнера. Така багатохвильова деформація сприяє, як спіканню алмазної фракції так і створенню конгломератів зерен та подальшому їх подрібненню. Це залежить від покриття, що кристалізується на алмазній фракції. У цьому випадку, коли кисневмісні тверді фази заліза кристалізуються навколо алмазної фракції створюючи конгломерати

(див. рис. 1, а), інші немагнітні сполуки деформується та подрібнюється у зернах.

Статистичним локальним спектральним аналізом зерен, які покриті плівками, встановлено, що доля алмазної фракції складає від 7,04 до 24,17 % С (рис 1, б). Алмази покриті залізоокисневими плівками можливо виявити лише при багатократному збільшенні цих кисневих сполук.

Одержання такої шихти проводили утилізацією боєприпасів в контейнері об'ємом 1 м³ з отворами для виходу газів та летких компонентів, а підпал для пошарової детонації – з використанням печі, яка була розташована знизу поза контейнером. З урахуванням безпеки контейнер розташовували в полі на відстані приблизно 1,5 км від забудов. Для відділення газів у верхній та бокових стінках контейнера, а знизу для стікання компонентів з низькою температурою плавлення створили отвори діаметром 6 мм, які розташовували на відстані 50 мм одне від одного.

Детонаційна шихта отримана таким способом (рис. 2) не потребує ні яких додаткових домішок.



Рисунок 2 – Змішана дрібна фракція магнітної і немагнітної шихти від утилізації боєприпасів

Разом з цим, при одержанні такої модифікуючої домішки її можливо легко поділити за фракціями та складом (дисперсна магнітна та немагнітна, або конгломерати – їх суміш). Стабільну якість алмазної фази контролювали використанням її протягом терміну який склав 4 роки. За цей термін властивості алмазів не змінювалися.

Для розділення шихти, на першому етапі, проводять її механічне подрібнення, на другому – просіювання на ситі. З метою отримання лише дрібної

фракції просіювання здійснювали багаторазово. Потім проводили магнітну обробку дрібної фракції для розподілу на магнітну і немагнітну складові.

Виконано аналіз складу зерен одержаної детонаційної шихти хімічним та – окремих спектральним, що дає повне представлення про вміст компонентів, який представлено в таблиці 1.

На рис. 3 наведено приклади аналізу зерен шихти та вихідного матеріалу при детонації гільзової сталі. Однак інші складові шихти включають додатково легуючі, модифікуючі, литкі та легкоплавкі домішки.

Таблиця 1 – Спектральний аналіз хімічного складу змішаної фракції шихти

Елемент	Середній вміст в шихті %	Елемент	Середній вміст в шихті %
Ti	10,61	Mo	0,09
Cr	0,57	Ag	0,26
Mn	0,38	Cd	1,22
Fe	8,45	Sn	2,36
Co	0,83	Sb	1,03
Ni	0,14	Au	0,75
Cu	25,41	Pb	36,54
Zn	10,45	Mo	0,09
Y	0,90	Ag	0,26

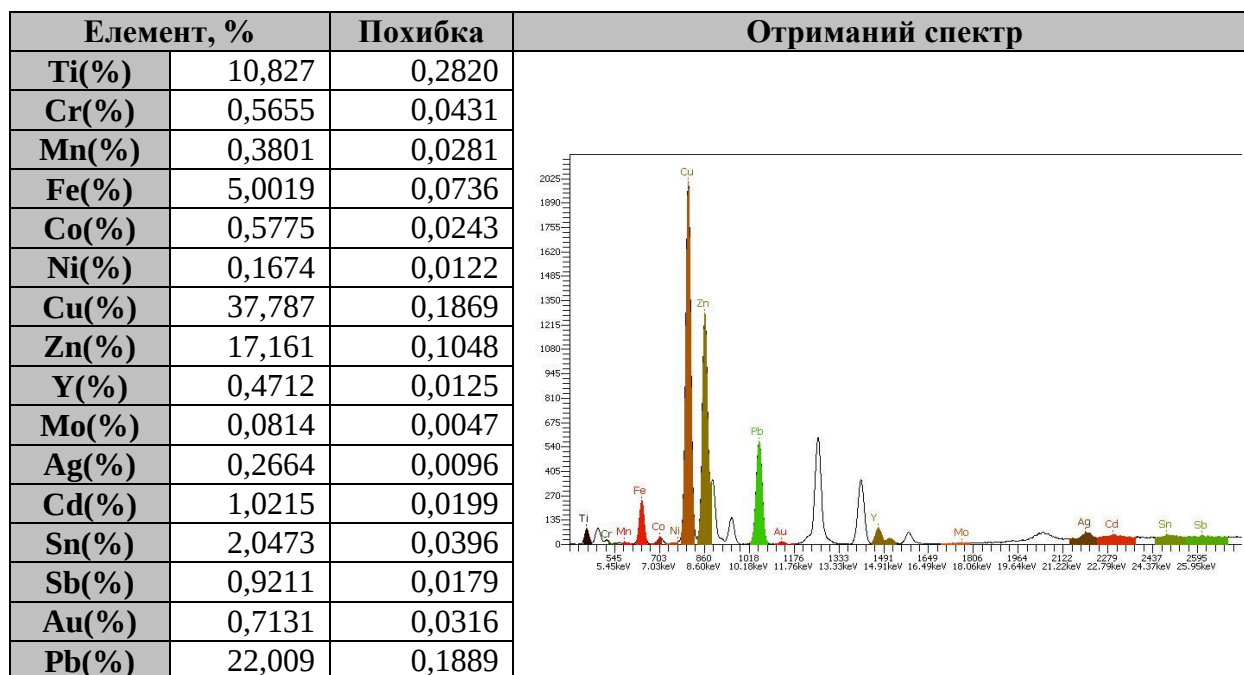


Рисунок 3 – Розподіл компонентів у зернах магнітної шихти

Для подальшого аналізу магнітної частки детонаційної шихти отриманої при утилізації певного комплексу боєприпасів доцільно використати методику оцінки мінливості фазового складу на основі металографічних зображень,

описаних оптико-математичним методом, в основі якого лежить мінливість кольорів фаз [10]. що дозволить виявити частку типу з'єднань оцінити локальний склад компонентів шихти, та їх розподіл навколо алмазної фази.

Висновки

1. Встановлено, інноваційний спосіб одержання детонаційної шихти який забезпечує отримання матеріалу шихти що має стабільні характеристиками алмазних включень.

2. Даний спосіб дозволяє використовувати отримані алмазні включення, певний час і не проводити додаткового очищення.

3. Такий спосіб одержання вторинної сировини є маловитратним та може замінити стандартні великокоштовні порошки алмазів при їх використанні.

4. Одержана детонаційна шихта крім алмазної фракції включає і інші модифікуючи домішки, вплив яких на покриття що наплавляється ще треба дослідити.

Література

1. Омельченко Л.В. Модифицирование и микролегирование восстановительных покрытий / Омельченко Л.В.// Науковий журнал: Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів. м. Харків. 2018- №11 - С. 301-310.

2. Маракін В.І. Методи і устаткування отримання нанопорошків, застосування і їх властивості / Маракін В.І.// Збірник тез доповідей «Тиждень науки» ЗНТУ м. Запоріжжя (15–19 квітня 2019р.) - 2019 – С. 59

3. Долматов В.Ю. Про можливість отримання детонаційних наноалмазів, що не містять азот. Вплив ковалентно-зв'язаного азоту в молекулах вибухових речовин на вихід наноалмазів. / Долматов В.Ю.// Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля. - 2018 - №4 – С.28-34

4. Скобло Т.С., Сидашенко А.И., Рыбалко И.Н., Марков А.В. Применение модифицирующих присадок для восстановления деталей машин. / Заявник та патентоутримувач Т.С. Скобло.// Конструювання, виробництво та експлуатація сільськогосподарських машин: загальнодерж. міжвід. Наук - техн. зб. - Кропивницький: ЦНТУ, - 2017. – Вип. - 47, ч. 1. - С. 229-240.

5. Скобло Т.С., Сидашенко О.І., Романюк С.П., Омельченко Л.В., Тришевський О.І., В.М. Власовец В.М., Мартиненко О.Д.; Патент України №121869. МПК В23К 26/342 С04В 41/87 Комбінований спосіб модифікування для підвищення якості відновлення виробів./ заявник та патентоутримувач Скобло Т.С.//.Опубл. 26.12.17. – и 2017 02218 заявл. 09.03.17.; опубл., Бюл. №24.

6. Лямкин А.И. Образование наноалмазов при динамическом воздействии на углеродосодержащие соединения./ Лямкин А.И.// Автореферат Красноярск 2004г. – С 25

7. Лопанов А.Н. Физико-химические основы теории горения и взрыва. / Лопанов А.Н. //Уч. пособие – Белгород: Изд-во БГТУ. 2012. – С.149.

8. Марков А.В. Утилизация боеприпасов для вторичного использования при производстве и восстановлении деталей. / Марков А.В. // Информационно аналитический международный технический журнал «Промышленность в фокусе». Харьков. - 2013. - №8. - С. 52-55.

9. Гончаренко А.А., Телятников В.В., Власовец В.М., Марков А.В., Мальцев Т.В., Применение порошков наноалмазов и шунгита для упрочнения изделий при упрочнении наплавкой / Гончаренко А.А.// Информационно-аналитический международный технический журнал «Промышленность в фокусе». Харьков. – 2013. - № 11. - С. 52-54.

10. Скобло Т.С., Гончаренко О.О., Марков А.В., Омельченко Л.В., Телятников В.В., Тупиченко С.В. Методика исследования структурообразования при восстановлении деталей с использованием модификаторов. / Скобло Т.С.//Научковий журнал: Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів. м. Харків. - 2016 - №6 - С. 57-62.

НАПЛАВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ В УМОВАХ АБРАЗИВНОГО ЗНОСУ З ПОМІРНИМ УДАРНИМ НАВАНТАЖЕННЯМ

Багров В.А., к.т.н., доцент, ХНАДУ

***Анотація.** В статті розглянуті можливості застосування наплавочних електродів з покриттям, що містить графіт, ферохром і карбід бору. Встановлено, що запропонований склад електродного покриття забезпечує високі зварювально-технологічні властивості електрода і якість наплавленого металу, що дозволяє робити багатощарове електродугове наплавлення деталей, які працюють в умовах абразивного зносу з помірним ударним навантаженням.*

***Ключові слова:** сталь, зносостійкість, наплавлення, ферохром, карбід бору.*

HARDFACING OF PARTS WHICH WORK IN CONDITIONS OF ABRASIVE WEAR WITH MODERATE IMPACT LOADS

Bahrov V.A., c. of t.s., associate professor, KhNAHU

***Abstrac.** In the article, the possibility of casting surfacing electrodes with coatings, which can be used to avenge graphite, ferochrome and boron carbide, is considered. It has been established that the proponation warehouse of the electrode coating ensures the safety of the high-technological power of the electrode and the quality of the deposited metal, which allows the operation of the rich electric arc welding of parts, as a rule, in the minds of abrasive wear and reduced impact stress.*

***Keywords:** steel, wear resistance, surfacing, ferrochrome, boron carbide.*

Вступ

В теперішній час наша промисловість вимагає широкого впровадження ресурсозберігаючих технологій. Для вирішення цієї проблеми актуальним є використання новітніх матеріалів з високими експлуатаційними характеристиками, зокрема здатних продовжити строк експлуатації обладнання, яке працює в умовах абразивного зношування.

На сьогоднішній день найбільш важливим і ефективним способом боротьби з абразивним зношуванням стало наплавлення. Маса шару, що наноситься в процесі наплавлення, зазвичай невелика і складає 2-6 % маси самої деталі, що визначає високу економічну ефективність процесу. Наплавлення дозволяє підвищити зносостійкість деталі в залежності від наплавочного сплаву і умов експлуатації в 2-5 разів, а в деяких випадках і більше, знизити трудові витрати і простої при ремонті обладнання. Витрати на ремонт та технічне обслуговування в кілька разів перевищують вартість і збільшуються щорічно. Підвищення терміну служби швидкозношуваних деталей машин навіть в невеликому ступені рівносильно введенню нових виробничих потужностей [1].

Саме тому, підвищення зносостійкості та строку служби деталей машин є важливим завданням науки й виробництва [2].

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Для відновлення поверхонь різних деталей використовується наплавка твердими сплавами. Застосування якісних наплавочних матеріалів надає деталям довговічність, зносостійкість, збільшує термін служби відновлюваних предметів.

За технічним виконанням метод наплавлення простий. Він має високу продуктивність, забезпечує високу міцність з'єднання наплавленого сплаву з основним металом.

При виконанні наплавлення присадний матеріал розплавляється і наноситься на поверхню, яка піддається наплавленню. При цьому плавиться метал поверхневого шару. У результаті такої взаємодії утворюється наплавлений шар, який за хімічним складом і фізико-механічними властивостями відрізняється і від присадочного матеріалу, і від основного.

При виборі матеріалу для наплавлення враховують характер тертя між деталями, ступінь зношеності предметів. При абразивному зношуванні використовують наплавочні матеріали з підвищеним вмістом хрому, вольфраму, вуглецю, марганцю, які забезпечать високу твердість нового покриття. Антикорозійна стійкість в умовах корозійного виснаження деталей досягається легуванням металу хромом.

Залежно від висоти наплавленого шару визначається технологія та режим наплавлення: сила струму, напруга, швидкість наплавлення. Ефективними високопродуктивними способами відновлення деталей є:

- ручна дугова наплавка;
- електроконтактні наплавлення;
- метод напилення.

При ручному наплавленні застосовують електроди з товстою обмазкою, в якій містяться різні легуючі присадки, що підвищують якість наплавлення.

При виконанні електроконтактного способу на поверхню деталі навивають стрічку або дріт і одночасно нагрівають її електричним струмом. За допомогою цього способу на деталі можна наносити матеріали з різними фізико-механічними властивостями ресурсу [3].

Одним з найбільш ефективних засобів поліпшення механічних характеристик металопокриттів є оптимальний підбір хімічного складу металу шва. Використання (при конкретному способі відновлення) правильно підібраних зварювальних матеріалів (припадочного або електродного дроту), а також введення у зварювальну вану легуючих добавок (через флюс, електродні покриття й ін.) і наступна обробка забезпечує відносне вирівнювання металопокриття із властивостями основного металу. При цьому виріб стає міцнішим. Крім того, для забезпечення спрямованого формування властивостей металопокриттів

необхідний вибір раціонального способу та режимів відновлення. При цьому варто враховувати, що важливу роль серед наплавочних матеріалів мають сплави заліза, нікелю і кобальту зі значними кількостями хрому та інші.

Формулювання мети дослідження

Розробка електродного покриття для наплавлення деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з помірним ударним навантаження з поліпшеними зварювально-технологічними властивостями електродів і підвищення якості наплавленого металу.

Викладення основного матеріалу дослідження

Вирішення поставленого завдання досягається тим, що для оптимізації системи розкислення і газо-шлакової системи покриття в його склад, що містить графіт, ферохром, і карбід бору додатково вводять феромарганець, мармур, алюмінієвий порошок, соду і плавиковий шпат, при наступному співвідношенні компонентів покриття, мас. %:

Мармур	6 – 8
Плавиковий шпат	4 – 6
Графіт	5,5 – 6,5
Ферохром	64,5 – 74,5
Феромарганець	3 - 5
Алюміній	1 – 2
Карбід бору	5,5 – 6,5
Сода	0,5 – 1,5

Новим, у порівнянні з прототипом, є введення до складу покриття мармуру 6-8 %, плавикового шпату 4-6 %, феромарганцю 3-5%, алюмінію 1-2%, соди 0,5-1,5%, а також зменшення вмісту ферохрому до 64,5-74,5 %.

Істотність відмін складу покриття, що заявляється полягає в невідомості використання в ньому феромарганцю і алюмінієвого порошку в якості розкислювача і мармуру, плавикового шпату і соди в якості газо-і шлакоутворюючих компонентів, а також зменшення вмісту ферохрому, що забезпечує додаткове розкислення і легування металу шва, підвищення його якості і відсутність тріщин у наплавленому металі.

Застосування феромарганцю, ферохрому, графіту, карбіду бору і алюмінію у складі покриття для наплавлення деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з помірним ударним навантаження одночасно в запропонованому відношенні невідомо і дає новий ефект - зменшує вірогідність утворення тріщин наплавленого металу й дозволяє стабільно одержувати необхідну твердість наплавленого металу HRC 62-64, що виключає утворення тріщин у перехідній зоні й наплавленому металі. При цьому, забезпечується висока

якість наплавленого металу й високі зварювально-технологічні властивості електродів.

Вміст феромарганцю, ферохрому, графіту, карбіду бору і алюмінію у складі покриття, що заявляється, являє собою нову легуючу систему C-Mn-Cr-V-Al оптимального складу.

Марганець, що міститься у феромарганці, поряд з розкисленням зварювальної ванни при наплавленні, зменшує розчинність вуглецю в залізі, що сприяє зменшенню ширини мартенситного прошарку.

Введення алюмінію, що має велику спорідненість до кисню, сприяє очищенню границь зерен феритної матриці за рахунок утворення оксидів і, як наслідок, підвищує стійкість наплавленого металу й перехідної зони проти утворення тріщин і пор. Крім того алюміній захищає від надмірного окислення ферохром, що сприяє підвищенню переходу хрому в наплавлений метал, при меншому його вмісті у складі електродного покриття.

Введення феромарганцю, і алюмінію у кількостях відповідно менше 3, і 1% приводить до підвищення твердості наплавленого металу в перехідній зоні й збільшує ймовірність утворення тріщин.

При вмісті феромарганцю, і алюмінію у кількостях відповідно більше 5, і 2 % приводить, до погіршення зварювально-технологічних властивостей електродів через недостатню кількість газу - шлакоутворюючих компонентів покриття, зниженню твердості наплавленого металу і якості металу шва через забруднення металу неметалічними включеннями.

Введенням до складу покриття електродів мармуру, плавикового шпату і соди в кількостях відповідно 6-8, 4-6 і 0,5-1,5 % досягається оптимальний газошлаковий захист високолегованого сплаву, що утворюється при плавленні електрода. Шлаки, що утворюються, характеризуються гарною газопроникністю, необхідною в'язкістю й відмінною віддільністю, що забезпечує можливість багат шарового наплавлення без пошарового очищення шлаків.

При зменшенні кількості мармуру, плавикового шпату і соди, відповідно менше 6, 4 і 0,5 % погіршується шлаковий захист металу шва й підвищується схильність до утворення пористості наплавленого металу. При збільшенні вмісту мармуру, плавикового шпату і соди більше, відповідно 8, 6 і 1,5% підвищується схильність металу шва до зашлаковок, неможлива наплавка шарів без зачищення кожного валика, погіршується віддільність шлаків, підвищується його в'язкість.

Таким чином, компоненти, що входять у покриття мармур, плавиковий шпат, графіт, ферохром, феромарганець, алюміній, карбід бору, й сода забезпечують одержання ефекту, що виразився в підвищенні якості наплавленого металу й поліпшенні зварювально-технологічних властивостей зварювального електрода.

Технологія виготовлення електродів із покриттям, що заявляється, не відрізняється від відомої. В якості електродних стрижнів використовується зварювальний дріт марок Св08 або Св08А ГОСТ 2246-70.

Виготовлено й випробувано електроди п'яти варіантів із покриттям, що заявляється і електрод-прототип. Варіанти виготовлених електродів наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Склад покриття електродів

Компоненти покриття	Вміст компонентів, мас % (по варіантам електродів)					
	Прототип	1	2	3	4	5
Мармур	-	5,5	6	7	8	8,5
Плави́ковий шпат	-	4,5	4	5	6	6,5
Графіт	5	5	5,5	6	6,5	7
Ферохром	90	76,6	74,5	70	64,5	61
Феромарганець	-	2,5	3	4	5	5,5
Алюміній	-	0,5	1	1,3	2	2,5
Карбід бору	5	5	5,5	6	6,5	7
Сода	-	0,4	0,5	0,7	1,5	2

Результати технологічної перевірки дослідних електродів і прототипу наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Результати технологічних випробувань електродів

Варіант електроду	Зварювально-технологічні властивості	Кількість пор на 100 мм шва, шт	Твердість наплавленого металу, HRC	Кількість тріщин на 100 мм шва, шт
Прототип	Формування шва задовільне, схильні до утворення пор і тріщин. Обробка шва утруднена.	5	57	3
1	Формування шва задовільне, схильність до утворення пор і тріщин низька. Обробка шва задовільна.	2	65	1
2	Формування шва добре, схильність до утворення пор і тріщин низька. Обробка шва хороша.	нема	63	нема
3	Формування шва відмінне, не схильні до утворення пор і тріщин. Обробка шва хороша.	нема	62	нема
4	Формування шва хороше, не схильні до утворення пор і тріщин. Обробка шва хороша.	нема	60	нема
5	Формування шва хороше, схильні до утворення пор і тріщин. Обробка шва задовільна.	1	59	1

Для визначення якості наплавленого металу й зварювально-технологічних властивостей електродів робили багатошарову наплавку на пластині товщиною 20 мм і довжиною 100 мм із сталі марки ст.3. Наплавлення проводили електродами діаметром 4 мм на постійному струмі зворотної полярності. Сила струму 140-160 А.

Результати випробувань зварювально-технологічних властивостей і якості наплавленого металу показують, що оптимальним є склад покриття варіантів 2, 3 і 4, що забезпечує високу якість наплавленого металу (відсутність тріщин, пор, зменшення ширини прошарку з підвищеною твердістю, зниження твердості) гарні зварювально-технологічні властивості електродів при наплавленні деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з помірним ударним навантаженням.

Електродне покриття варіантів 1 і 5, що містить відповідно знижену й підвищену кількість компонентів, що заявляються, не забезпечує досягнення поставленої мети. Таким чином, використання в покритті зазначених компонентів у певнім сполученні й певних пропорціях, забезпечують досягнення поставленої мети - високих зварювально-технологічних властивостей електрода і якості наплавленого металу, дозволяють робити багатошарове електродугове для наплавлення деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з помірним ударним навантаженням.

Висновки

1. В результаті проведених досліджень розроблено склад електродного покриття для наплавлення деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з помірним ударним навантаженням з наступним вмістом в покритті компонентів - мармуру 6 – 8%, плавикового шпату 4 – 6%, графіту 5,5 – 6,6 %, ферохрому 64,5 – 74,5 %, феромарганцю 3 – 5 %, алюмінію 1 – 2%, карбиду бору 5,5 – 6,5 %, соди 0,5 – 1,5%.

2. Запропонований склад забезпечує високі зварювально-технологічні властивості електрода і якість наплавленого металу, що дозволяє робити багатошарове електродугове наплавлення деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з помірним ударним навантаженням.

Література

1. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании / М.Н. Брыков, В.Г. Ефременко, А.В. Ефременко. - Херсон: Гринь Д.С., 2014. - 364 с.

2. Попов. С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні: Навчальний посібник / С.М. Попов, Д.А. Антонюк, В.В. Нетребко. - Запоріжжя: ВАТ «Мотор Січ», 2010. - 368 с.

3. <https://weldmaster.ub.ua/analitic/17361-naplavka-tverdymi-splavami--odin-iz-sposobov-vosstanovleniya-detaley.html>.

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛАЗЕРНОГО РІЗАННЯ МАТЕРІАЛІВ

**Афанасьєва О.В., к.т.н., доцент, ХНУРЕ,
Лалазарова Н.О., к.т.н., доцент, ХНАДУ**

***Анотація.** У роботі розглянуто технології гібридного лазерного різання. Показано можливість газолазерного різання матеріалів твердотільним Nd:YAG- лазером, що працює в імпульсно-періодичному режимі. Визначено вплив параметрів лазерного випромінювання на якість лазерного різання. Використання двох джерел енергії в технологічному процесі дозволяє підвищити якість обробки.*

***Ключові слова:** лазерне різання, гібридні технології, мікрообробка, режими лазерного різання, гібридні технології лазерної обробки.*

MODERN TECHNOLOGIES OF LASER CUTTING OF MATERIALS

**Afanasieva O., PhD, Associate Professor, KhNURE,
Lalazarova N., PhD, Associate Professor, KhNAHU**

***Abstract.** The paper considers hybrid laser cutting technologies. The possibility of gas-laser cutting of materials by a solid-state Nd:YAG laser operating in a repetitively pulsed mode is shown. The effect of laser radiation parameters on the quality of laser cutting is determined. The use of two energy sources in the technological process improves the quality of processing.*

***Key words:** laser cutting, gas laser cutting, micromachining, laser cutting modes, hybrid laser processing technologies.*

Вступ

Різання є однією із найчастіше застосовуваних технологічних операцій із використанням лазерів – на його частку припадає близько 30...35 % всіх промислових застосувань лазерів. Лазерне різання є практично у всіх галузях промисловості: від авіакосмічного, судно- та автомобілебудування до високоточного приладобудування та медицини.

Воно однаково успішно використовується як для різання габаритних виробів (деталей кузовів, будівельних конструкцій, вузлів літальних апаратів тощо), так і для виготовлення мініатюрних виробів з високою точністю (фільтри, прокладки, медичні імпланти тощо) [1, 2].

Порівняно з традиційними методами лазерне різання як металевих, так і неметалевих матеріалів має ряд істотних переваг. В першу чергу це велике різноманіття оброблюваних виробів; можливість отримання тонких розрізів завдяки гострому фокусуванню лазерного променя (рис.1); мала зона термічного впливу випромінювання; мінімальний механічний вплив на матеріал; хімічна чистота процесу різання; висока продуктивність методу [3, 4].

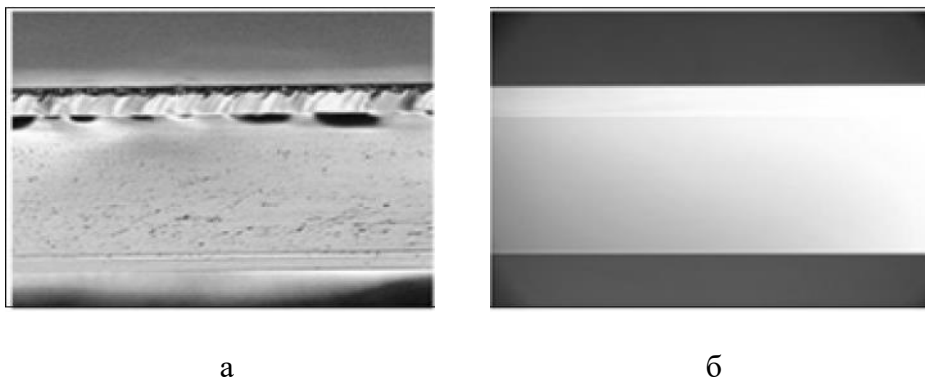


Рисунок 1 - Якість лазерного різання: а – бічна кромка скляної пластини (розріз зроблений алмазним інструментом), б – та сама пластинка, розрізана променем лазера

Легке та порівняно просте управління лазерним випромінюванням дозволяє здійснювати лазерне різання по складному контуру плоских та об'ємних деталей та заготовок з високим ступенем автоматизації процесу.

Максимальна швидкість різання (швидкість виробництва) обмежена низкою факторів, включаючи потужність лазера, товщину матеріалу, тип процесу (реактивний чи інертний) та властивості матеріалу.

Для лазерного різання багато років традиційно використовували безперервний CO_2 -лазер, який знаходить застосування при різанні металів, скла та кераміки, органічних та синтетичних матеріалів, полімерів, шкіри, тканини, деревини, паперу, картону та інших матеріалів на основі целюлози. Останнім часом все більше лазерного різання потребує електронна промисловість. Для мікрообробки матеріалів широко застосовують імпульсно-періодичні Nd:YAG-та Nd:YVO₄-лазери, які використовуються в основному для різання тонких металевих листів, а також напівпровідників та металевих плівок.

Вирішення таких різних завдань можливе при впровадженні лазерних гібридних технологій. Гібридними технологіями в загальному випадку називаються технології одночасного впливу різних методів на матеріал: обробка лазерним променем одночасно з використанням іншого джерела енергії. Переваги гібридних технологій треба розглядати стосовно, як до одного джерела, так і до іншого. Зазвичай гібридні технології стосуються лазерного зварювання [5, 6, 7], але деякі гібридні технології лазерного різання будуть розглянуті у даній роботі.

Аналіз публікацій

Різання, як і інші види лазерної обробки, засноване на тепловій дії випромінювання на оброблюваний матеріал і відбувається за допомогою джерела тепла, яке може рухатися у двох взаємно-перпендикулярних напрямках за допомогою спеціальної оптичної системи, що дозволяє формувати світловий пучок з великою щільністю потужності випромінювання і направляти його в необхідну зону на поверхні оброблюваного виробу [8, 9].

Вплив лазерного випромінювання на метал при розрізанні характеризується загальними положеннями, пов'язаними з поглинанням та відбиттям випромінювання, поширенням поглинутої енергії в об'ємі матеріалу за рахунок теплопровідності та ін., а також рядом специфічних особливостей.

У зоні впливу лазерного променя метал нагрівається до першої температури руйнування – плавлення. З подальшим поглинанням випромінювання відбувається розплавлення металу і фазова границя плавлення переміщається вглиб матеріалу. У той же час енергетична дія лазерного променя призводить до подальшого збільшення температури, що досягає другої температури руйнування – кипіння, при якій метал починає активно випаровуватися. Таким чином, можливі два механізми лазерного різання – плавлення та випаровування. Однак останній механізм вимагає високих енерговитрат і здійснюється лише для досить тонкого металу. Тому на практиці різання виконують плавленням.

До найбільш перспективних процесів поділу матеріалів слід віднести газолазерне різання металів (ГЛР), засноване на фізичних процесах нагріву, плавлення, випаровування та хімічних реакціях горіння – видалення розплаву із зони різу (рис. 2).

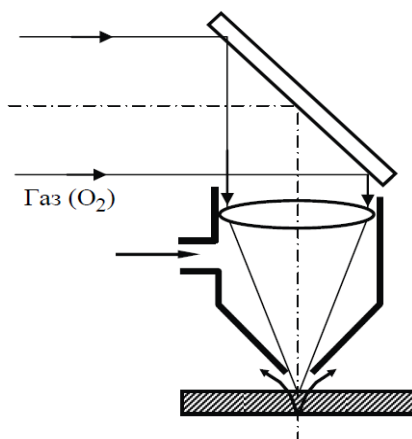


Рисунок 2 – Оптична схема різачка для газолазерного різання

При газолазерному різанні в зону обробки спільно з лазерним променем подається струмінь газу, що сприяє видаленню продуктів руйнування та ініціює хімічну реакцію в місці випромінювання на матеріал. Для цього використовуються кисень, стиснене повітря, інертний чи нейтральний газ.

При газолазерному різанні в залежності від властивостей оброблюваного матеріалу і роду газу, що піддувається, розрізняють два механізми: хімічний і фізичний.

Хімічний механізм характеризується суттєвим внеском енергії реакції горіння в загальний тепловий баланс і спостерігається в основному при лазерному різанні в струмені кисню, металів, що утворюють рідкі оксиди.

При реалізації хімічного механізму різання можливі два режими:

1) керованого різання, коли тепло реакції горіння тільки доповнює ефект впливу лазерного випромінювання;

2) некерованого (автогенного) різання, коли метал горить за рахунок тепла реакції горіння по всьому діаметру струменя, а лазерна енергія служить лише для ініціювання цієї реакції.

Такий механізм різання зазвичай використовується для матеріалів, схильних до займання і горіння нижче точки плавлення і таких, що утворюють рідкотекучі оксиди. Прикладами можуть бути низьковуглецева сталь і титан.

Фізичний механізм полягає в плавленні металу лазерним випромінюванням та видаленні розплаву із зони різання струменем газу. Такий механізм спостерігається зазвичай при обробці металів з малим тепловим ефектом реакції горіння або металів, що утворюють при горінні тугоплавкі оксиди (леговані та високовуглецеві сталі, алюміній, мідь та ін.), а також при використанні піддування інертними газами.

Одна з цікавих новацій останніх років у лазерному гібридному різанні – використання впливу лазера у поєднанні з подачею в зону різання водяного струменя під високим тиском. Ця технологія була розроблена швейцарською компанією Synova SA [10]. Вона називається LaserMicroJet і полягає у такому. Перш ніж потрапити на оброблювану поверхню, лазерний пучок спочатку проходить спеціальну камеру з водою (він потрапляє туди через скляне вікно) і виходить із неї крізь сопло, встановлене в нижній частині камери (рис. 3).

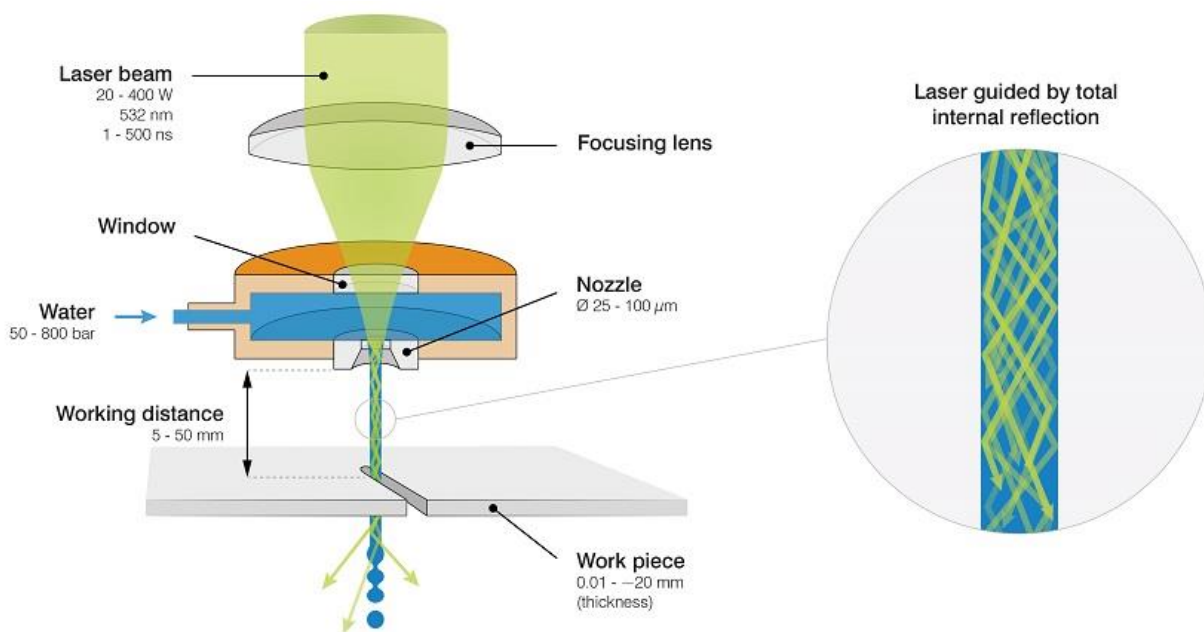


Рисунок 3 – Фізичні принципи технології LaserMicroJet

Сопло виготовляється із сапфіру або алмазу, залежно від конкретного технологічного завдання використовуються сопла діаметром від 25 до 150 мкм. В результаті ефекту повного внутрішнього відбиття від стінок «водяного циліндра» випромінювання лазера, що виходить з камери з водою, набуває

вигляду вузького паралельного пучка і залишається всередині водяного струменя до тих пір, поки не досягне поверхні матеріалу. Коли лазерний промінь потрапляє в зону обробки, починається випаровування матеріалу. При цьому водяний струмінь, що ударяє в це ж місце, видаляє з області різку продукти розплаву і охолоджує її в проміжках між лазерними імпульсами.

Як лазерне джерело в установках фірми Synova SA використовується Nd:YAG-лазер (працюючий або на основній довжині хвилі 1,06 мкм, або другій чи третій гармоніці випромінювання) або волоконний лазер з довжиною хвилі 1,07 мкм. Середня потужність лазера становить від 50 до 200 Вт, тривалість імпульсу може бути в межах від нано- до мікросекунд, а частота повторення – від 500 Гц до 50 кГц (залежно від тривалості імпульсу).

Дана технологія широко застосовується в електронній промисловості для різання та скрайбування підкладок з кремнію, арсеніду галію та германію, а також карбід кремнію та сапфіру. Характерний приклад таких застосувань – різання пластин SiC товщиною 380 мкм, де технологія LaserMicroJet забезпечує ширину різку 45 мкм [9, 10, 11]. Для різання тонколистового металу, наприклад, автомобільного листа, більш доцільно використовувати газолазерне різання. Саме тому актуальним є виконання технологічних досліджень щодо визначення впливу технологічних параметрів на якість газолазерного різання.

Постановка задачі

Метою досліджень, наведених у роботі, є дослідження впливу технологічних параметрів на продуктивність та якість газолазерного різання. Обробку проводили в імпульсно-періодичному режимі за допомогою Nd:YAG-лазера при середній потужності 20 Вт. Як допоміжний газ використовувався технічний кисень.

Результати досліджень та їх обговорення

Основними технологічними параметрами процесу лазерного різання є: потужність випромінювання; швидкість різання; тиск допоміжного газу; діаметр сфокусованої плями та ін. Ці параметри впливають на швидкість та якість різання, ширину розрізу, зону термічного впливу та інші характеристики. При імпульсному режимі до даних параметрів додаються: частота повторення імпульсів; тривалість імпульсів; середня потужність випромінювання. Використання імпульсного або імпульсно-періодичного режимів дозволяє застосовувати для обробки, в тому числі і для різання, лазери малої потужності [12].

Якість різання визначається шорсткістю поверхні різа. Вона відрізняється для різних зон за товщиною металу. Найкраща якість притаманна верхнім шарам розрізаного металу, найгірша – для нижніх. Шорсткість поверхні залежить від швидкості різання і тиску газу, що подається (рис. 4). Найбільше на шорсткість впливає швидкість обробки. Шорсткість поверхні різку (R_z) накладає певні обмеження на продуктивність лазерного різання: для зменшення величини R_z слід зменшувати швидкість обробки. Для зменшення R_z із

підвищенням швидкості лазерного різання необхідно підвищувати частоту проходження імпульсів.

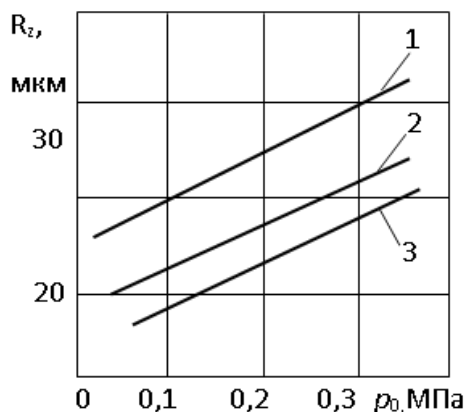


Рисунок 4 - Залежність шорсткості поверхні різання вуглецевої сталі від надлишкового тиску кисню при різних швидкостях газолазерного різання: 1 – швидкість різання 3 м/хв, 2 – 2 м/хв., 3 – 1 м/хв

При ГЛР піддув газового струменя виконує такі функції: 1) підтримує горіння металу із виділенням додаткового тепла; 2) видаляє продукти руйнування, очищає зону різання (і бічні стінки різання) шляхом видування газоподібних продуктів та крапельної фракції; 3) інтенсивно охолоджує прилеглі до зони різання ділянки матеріалу. Таким чином, наявність струменя кисню при різанні металів дозволяє суттєво збільшити глибину, швидкість різання та підвищити якість країв різання. Однак при використанні газу слід уникати сильного окиснення країв. Іноді з метою поліпшення ефективності охолодження разом з потоком газу розпорошується вода. В інших випадках оброблювана поверхня безпосередньо охолоджується водою.

При газолазерному різанні металів у струмені кисню останній сприяє зростанню окисної плівки на поверхні металу і в результаті зниженню його відбивної здатності [13]. Тепло, що виділяється в результаті екзотермічної реакції горіння металу в кисні, йде спільно з лазерним випромінюванням на руйнування металу в зоні обробки. Струмінь забирає продукти руйнування, забезпечуючи приплив кисню безпосередньо до фронту горіння, а також перешкоджає надмірному нагріванню матеріалу деталі. Для не займистих матеріалів газовий струмінь виконує в основному функції з очищення зони різання, а також виконує функцію захисту поверхні оптичної системи від потрапляння на неї продуктів викиду із зони різання. Таким чином, поєднання двох джерел тепла в процесі газолазерного різання сприяє підвищенню продуктивності та якості обробки.

Висновки

1. Встановлено вплив надлишкового тиску кисню та швидкості обробки на шорсткість поверхні стінок різання. Показано, що для одержання якісної

поверхні слід зменшувати швидкість обробки. Для зменшення R_z із підвищенням швидкості лазерного різання необхідно підвищувати частоту проходження імпульсів.

2. Показано, що при газолазерному різанні металів у струмені кисню останній сприяє зростанню окисної плівки на поверхні металу і в результаті зниженню його відбивної здатності.

Література

1. Нормирование расхода материалов при термической резке. Справочное пособие. Киев «Екотехнологія», 2008. -12с.

2. Коваленко В.С. Прогрессивные методы лазерной обработки материалов.- К.: Выща школа, 1985. – 88 с.

3.Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов / Рыкалин Н. Н., Углов А. А., Зуев И. В., Кокора А. Н. - М.: Машиностроение, 1985. – 296 с.

4. Кайдалов А.А. Современные технологии термической и дистанционной резки конструкционных материалов.- К. : «Екотехнологія», 2007. -456 с.

5. Патон Б.Е. и др. Гибридная лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин. Автоматическая сварка №3, 2002 г. с 5-9.

6. Гибридная лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, И. В. Кривцун и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 3. — С. 5–9.

7. Гибридная лазерно-плазменная сварка нержавеющей сталей /И. В. Кривцун, А.И.Бушма, В. Ю. Хаскин // Автомат. сварка. — 2013. — № 3. — С. 48–52.

<https://patonpublishinghouse.com/rus/journals/as/2013/03/09>

8. Взаимодействие лазерного излучения с веществом, силовая оптика / В. П. Вейко, М. Н. Либенсон, Г. Г. Червяков, Е. Б. Яковлев. М. : Физматлит, 2008. 312 с.

9. Панченко В. Я., Голубев В. С., Васильцов В. В. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. М.: Физматлит, 2009. 663 с.

10. Офіційний сайт компанії Synova SA <https://www.synova.ch/technology/laser-microjet.html>

11. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки. М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.

12. Афанасьева О. В., Лалазарова Н. А., Федоренко Е. П. Использование лазеров малой мощности в промышленных технологиях. Радиотехника. 2013. Вып. 175. С.63–68. http://eprints.library.odku.edu.ua/id/eprint/1693/1/Radiotekhnika_175_2013_134.pdf

13. Попіль, Ю. С. Газолазерне різання тонколистових металів з використанням воднево-кисневого полум'я / Ю. С. Попіль, В. М. Корж, П. В. Кондрашев // Вісник НТУУ «КПІ». Машинобудування : збірник наукових праць. – 2011. – № 61, т. 2. – С. 109–112.

ЗАСТОСУВАННЯ ТЕРМОЕЛЕКТРИЧНОГО МЕТОДУ КОНТРОЛЮ ДЛЯ ЕКСПРЕС-ДІАГНОСТИКИ ЯКОСТІ ТА ПІДБОРУ ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ

**Багров В.А., к.т.н., доц., ХНАДУ,
Посмітний Є.А., студент групи МС-51-22, ХНАДУ**

***Анотація.** В статті розглянуті можливості застосування термоелектричного методу неруйнівного контролю для підбору зносостійких наплавочних сталей, які забезпечують підвищення довговічності штампового інструменту. Показано, що для підвищення зносостійкості поверхні інструменту штампів бажано застосовувати сплави, в яких у поєднанні з маркою оброблюваного матеріалу сумарна Т.Е.Р.С. прагне до нуля. Встановлено, що застосування термоелектричного експрес-методу неруйнівного контролю дозволяє оперативно визначати найбільш небезпечні локальні місця можливого руйнування.*

***Ключові слова:** сталь, зносостійкість, термоелектричний метод неруйнівного контролю.*

APPLICATION OF THE THERMOELECTRIC CONTROL METHOD FOR EXPRESS QUALITY DIAGNOSTICS AND SELECTION OF WEAR- RESISTANT MATERIALS

**Bahrov V.A., c. of t.s., associate professor,
Posmitnyi Ye.A., student of group MC-51-22, KhNAHU**

***Abstrac.** The article considers the possibilities of using the thermoelectric method of non-destructive testing for the selection of wear-resistant surfacing steels, which ensure increased durability of the stamping tool. It is shown that to increase the wear resistance of the surface of the stamp tool, it is desirable to use alloys in which, in combination with the grade of the processed material, the total T.E.R.S. tends to zero. It was established that the application of the thermoelectric express method of non-destructive testing allows to quickly determine the most dangerous local places of possible destruction.*

***Keywords:** steel, wear resistance, thermoelectric NDT method.*

Вступ

В даний час розробка нових методів дослідження напруженого деформованого стану матеріалів, розширення можливостей існуючих методів неруйнівного контролю набуває все більшого значення. Особливо важливим є розширення використання фізичних методів неруйнівного контролю, заснованих на вивченні внутрішніх процесів, що відбуваються в деформованому матеріалі.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Одним із найважливіших засобів підвищення якості надійності виробів, що несуть значні теплові та механічні навантаження, є неруйнівний контроль. Неруйнівний контроль успішно застосовується у виробництві на різних етапах

технологічного процесу, а також під час експлуатації готового виробу для оцінки його подальшого ресурсу [1].

Експериментальні методи дослідження напруженого деформованого стану матеріалів є одними з основних при оцінці рівня в деталях і конструкціях як у пружній, так і в пружно-пластичній області деформування.

Поверхневий шар деталей, несучих контактні циклічні навантаження (термічні і механічні), знаходиться в напруженому стані всебічного нерівномірного стиснення, інтенсивність якого періодично змінюється. Крім того, на напружений стан, створений зовнішніми силами, накладаються внутрішні термічні та структурні напруження. При наплавленні легованими сталями до зовнішніх і вищевказаних внутрішніх напружень додатково накладаються залишкові напруження, викликані термічним циклом зварювання і внутрішні напруження, обумовлені розходженням фізичних і механічних властивостей покриття та основи. Поверхневий шар в процесі експлуатації може зазнавати значних пластичних деформацій. Внаслідок цього в більшості випадків руйнування починається з поверхневого шару і, отже, міцність і зносостійкість деталей, несучих контактні навантаження, визначається переважно якістю поверхневого шару [2].

Особливо погіршують якість поверхневого шару різного роду дефекти (неоднорідності, структурні неоднорідності тощо). Вони знижують міцність, зносостійкість і експлуатаційну надійність деталей та інструменту.

Оскільки в процесі динамічного контактного навантаження поверхневі шари металу безпосередньо сприймають основне навантаження, необхідною умовою підвищення контактної міцності і довговічності матеріалу є спрямований вибір їх системи легування і хімічного складу. У зв'язку з цим виникає необхідність у застосуванні різних методів випробування (фізичних, механічних) для співставлення експлуатаційних характеристик, отриманих як при найпростіших навантаженнях (розтяг, стиск, кручення), так і в умовах складного напруженого стану при нормальних і високих температурах. Результати цих випробувань є основною інформацією про матеріалі при розрахунку в умовах дії будь-якої складної системи напружень. При цьому закономірності деформування та руйнування твердих тіл вивчаються, як правило, на основі усереднених характеристик механічних властивостей матеріалу. Експериментальні дослідження при складному напруженому стані, особливо в умовах високих температур, пов'язані з великими труднощами при постановці експерименту.

У багатьох випадках бажано отримання досліджуваних характеристик матеріалу з мінімальною кількістю зразків, підданих перевірочним руйнівним випробувань. Особливо ця проблема актуальна при дослідженні напруженого стану в зразках і деталях, відновлених наплавленням.

В даний час розробка нових методів дослідження напруженого деформованого стану матеріалів, розширення можливостей існуючих методів неруйнівного контролю набуває все більшого значення. Особливо важливим є розширення використання фізичних методів неруйнівного контролю, заснованих на вивченні внутрішніх процесів, що відбуваються в деформованому матеріалі.

Формулювання мети дослідження

Обґрунтувати можливість застосування термоелектричного методу неруйнівного контролю для підбору зносостійких сплавів.

Викладення основного матеріалу дослідження

Експериментальні дослідження були направлені на вивчення впливу робочих температур штампів і процесів тертя на зносостійкість і контактну міцність наплавочних матеріалів, які умовно можна розбити на чотири групи.

До першої групи віднесені метастабільні аустенітні сталі системи Cr-Mn на основі заліза додатково леговані Ti та Si, до другої – вториннотвердіючі сплави системи Cr-Mn-Mo на основі заліза. В якості основного елемента для зв'язування вуглецю в цих групах прийнятий Ti. До третьої та четвертої групи в якості матеріалів для порівняння прийняті сталі 5ХНМ та 08Х6Н8М7С.

Хімічний склад сталей першої і другої груп варіювали за змістом таких елементів, як С, Mn, Ti. Вміст Cr було прийнято до 3%, Мо ~5-7%. Співвідношення Ti та С підтримували в межах $Ti/C=0,24:0,25$ ат (%).

Титан в якості основного карбідоутворюючого елемента був прийнятий, виходячи з вимог високої стійкості наплавлювальних сплавів в умовах абразивного зношування і ударних навантажень: структура сплаву повинна складатися з мартенситно-аустенітної або мартенситної матриці і рівномірно розподілених карбідів; твердість карбідів повинна бути максимальною, а їх кількість знаходиться в межах 20 %-30 %.

Орієнтовний хімічний склад наплавленого металу визначали з урахуванням перемішування основного і наплавленого металу, коефіцієнтів засвоєння легуючих елементів та інших величин.

Наплавлення виконували трактором ТС-17М і автоматичною головкою А-1416 на пластини розміром $200 \times 150 \times 25$ мм зі сталі 20, $500 \times 300 \times 40$ мм із сталі 45 і $400 \times 50 \times 40$ зі сталі 5ХНМ. В якості захисного флюсу для наплавлення порошковими дротами з системами легування Cr-Mn-Ti і Cr-Mn-Mo-Ti на основі заліза був прийнятий флюс АН-22. Вихідна основність флюсу АН-22 - $B=1,4668$, хімічна активність – $A_{\phi}=0,1819$.

Вирізку зразків для дослідження властивостей наплавленого металу виконували абразивними відрізними кругами з наступним шліфуванням і поліруванням. Лабораторні випробування проводили на машині тертя 2070 СМТ-1 за схемою “диск-колодка”. Режими тертя: швидкість обертання диска $U=0,5$ м/с; навантаження – $N=25; 50$ Н. Матеріал контртіла сталь 40Х термооброблена, HRC 47-49.

В якості основного методу дослідження впливу процесів тертя на міцнісні властивості досліджуваних матеріалів використовувався термоелектричний метод неруйнівного контролю. Даний метод заснований на ефектах, пов'язаних з виникненням у металах термоелектрорушійної сили (Т. Е. Р. С.) [3]. У зв'язку

з відсутністю прямої залежності між величиною Т. Е. Р. С. і температурою спаю термопар, вимірювали коефіцієнт Т. Е. Р. С., тобто величину Т. Е. Р. С. на 1 градус. Для дослідження використовувалися зразки, які випробувані на зносостійкість на установці 2070 СМТ-1, із сталей 50ХНМ, 40Х4Г8Т2С, 08Х6Н8М7С, 20Х3Г9М5Т2С. Крім цього, вимірювався коефіцієнт Т. Е. Р. С. сталі 45 і 35ХГСА (сталь, що застосовується на заводі АТ "Світло шахтаря" для виготовлення сережки). Схема точок виміру коефіцієнта Т. Е. Р. С, наведена на рис. 1. Точки вимірів коефіцієнтів Т. Е. Р. С. приймалися в місцях можливих змін напруженого стану після випробувань на тертя.

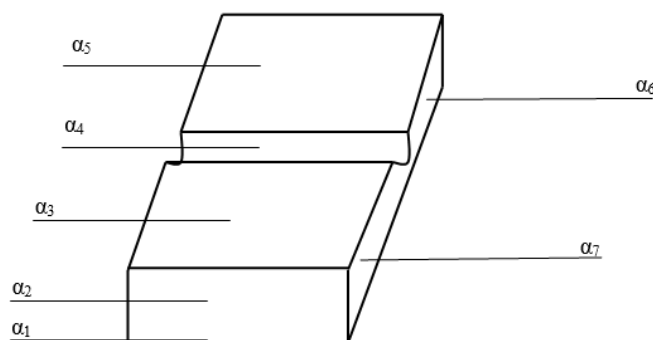


Рисунок 1 – Схема точок виміру коефіцієнта Т. Е. Р. С.

Результати вимірювання коефіцієнтів Т. Е. Р. С. досліджуваних матеріалів наведені в табл. 1.

Значення коефіцієнтів Т. Е. Р. С. сталі 45 і 35ХГСА відповідно склали +3,8-3,9 мкВ/°С і +5,9-6,0 мкВ/°С.

Таблиця 1 – Значення коефіцієнтів Т. Е. Р. С. досліджуваних матеріалів

Точка виміру	50ХНМ	08Х6Н8М7С	20Х3Г9М5Т2С	40Х4Г8Т2С
α_1	+4,6-4,7	+4,5-4,6	-6,1-6,2	-5,5-5,6
α_2	+4,4-4,7	+5,6-5,7	-6,0-6,1	-5,2-5,6
α_3	+4,6-4,7	+5,6-5,7	-6,1-6,2	-6,2-6,3
α_4	+4,1-4,2	+5,2-5,3	-5,9-6,0	-6,5-6,7
α_5	+4,4-4,5	+5,1-5,2	-6,0-6,1	-6,6-6,8
α_6	+4,7-4,9	+4,6-4,7	-6,2-6,3	-6,3-6,4
α_7	+4,8-4,9	+4,6-4,7	-6,2-6,3	-6,6-6,7

Примітка: Знак “+” показує, що струм тече від міді до металу через гарячий електрод, знак “-” – через холодний електрод.

Аналіз результатів значень коефіцієнтів Т. Е. Р. С. показує, що їх значення коливаються в невеликих межах і за їх величиною, з урахуванням різниці температур гарячого і холодного електродів, досліджувані матеріали можна розкласти в термоелектричний ряд відносно міді: 20Х3Г9М5Т2С $E=-433 \cdot 10^{-6}$ В, 40Х4Г8Т2С $E=-389 \cdot 10^{-6}$ В, мідь $E=0$ В, сталь 45 $E=+273 \cdot 10^{-6}$ В, 08Х6Н8М7С $E=+315 \cdot 10^{-6}$ В, 50ХНМ $E=+329 \cdot 10^{-6}$ В, 35ХГСА $E=+420 \cdot 10^{-6}$ В.

Знаючи потенціали в зіткненнях металів, можна судити про величину поверхневої енергії на межі їх торкання. Різниця потенціалів контактуючих пар викликає розсіювання тільки тих електронів провідності, постачальником яких є метал з великим хімічним потенціалом. Тобто, в цьому металі акумулюється поверхнева енергія, в той час як з боку іншого металу вона різко знижується. Про механізм провідності сплавів можна також судити по процентному змісту і типу власної провідності легуючих елементів [4]. Підвищення рухливості дислокацій у процесі тертя контактуючих пар обумовлюється не тільки дією напружень, але і підвищенням температури. Це викликає прискорення пластичної деформації в поверхневому шарі, що впливає на зміну поверхневої енергії. Таким чином, при одних і тих же розмірах контактних плям термострум, що протікає через них, буде різним. Для збільшення довговічності терміну служби бажано, щоб термоток був мінімальний. Отже, при інших рівних умовах повинна бути найменшою і термоелектрорушійна сила, яка обумовлює цей струм. Розрахунок сумарних Т. Е. Р. С. у контурі гарячий електрод (мідь марки М1) – сплав – сталь 45 - холодний електрод (мідь марки М1) з урахуванням знаків показав, що термострум мінімальний в парі сталь 45 – сплав 20ХЗГ9М5Т2С, хоча зносостійкість у порівнянні з іншими сплавами вище при лабораторних випробуваннях.

Виробничі випробування відновлених наплавленням матриць гарячого деформування деталей зі сталі 35ХГСА підтвердили отримані результати лабораторних досліджень щодо встановлення кореляції між зносостійкістю і сумарним термострумом контактуючих матеріалів.

Результати лабораторних досліджень і виробничих випробувань цілком узгоджуються з положеннями про електричні явища при терті, викладеними в роботах Костецького Б.В., Крагельського В.В., Постнікова С.Н. Отримані значення коефіцієнтів Т. Е. Р. С. α_3 , α_4 , α_5 і α_6 свідчать про зміни властивостей металу як у поверхневому шарі (α_4), так і в підповерхневих його шарах, що також підтверджується вимірюваннями мікротвердості зразків тертя і металографічними дослідженнями.

Отримані результати лабораторних досліджень і виробничих випробувань наплавленого металу свідчать про можливість застосування термоелектричного методу неруйнівного контролю для підбору контактуючих пар, які забезпечують підвищення зносостійкості і довговічності обробного інструменту.

Для дослідження зон концентрації напружень термоелектричним методом використовувалася наплавлена матриця К 49793 із сталі 50ХНМ. Коефіцієнт Т. Е. Р. С. вимірювали переміщенням електродів пристрою по гравюрі матриці (окремо по металу шва і зоні термічного впливу). Потім виконували поперечні переміщення відносно гравюри з амплітудою 10...20 мм у бік основного металу. Показання приладу реєструвалися зі знаками “+” і “-”. За середні значення коефіцієнта Т. Е. Р. С. на гравюрі прийняті виміряні на прямолінійних ділянках. У навколошовній зоні за середнє значення коефіцієнта Т. Е. Р. С. прийняті показання для сталі 50ХНМ. Стрибкоподібна зміна знака і величини коефіцієнта Т. Е. Р. С. вказує на зони концентрації напружень.

Результати розподілу коефіцієнта Т. Е. Р. С. і його точки вимірів показані на рис. 2. Зони максимальних концентрацій напружень показано на лініях зміни знаків коефіцієнтів Т. Е. Р. С.

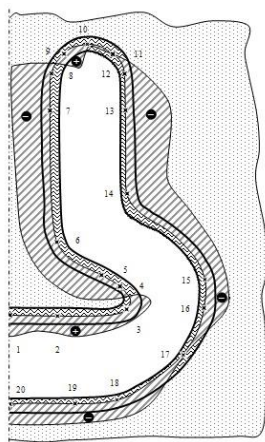


Рисунок 2 – Розподіл середніх значень коефіцієнтів Т. Е. Р. С. в вимірних перетинах гравюри матриці

Аналіз рівнів концентрації напружень показує, що найбільші напруження в наплавленому металі виникають в області точок 9-10, де крім дії дотичних напружень в процесі експлуатації, змінюється характер напруженого стану через геометрію матриці. Це, згідно з критерієм Мізеса-Генки, веде до збільшення напружень, необхідного для виникнення локального течії матеріалу. Внаслідок зміни напруженого стану величина межі плинності досягає межі обмеженої плинності, що спричиняє до виникнення концентрації напружень і деформацій.

В сталях 08X6H8M7C і 20X3Г9M5T2C в результаті дослідження виявлено більш протяжний зміцнений шар, в структурі якого спостерігаються характерні пластинчасті освіти. Враховуючи численні літературні дані про схильність металів з низькою енергією дефектів пакування до двійникування деформації, можна припустити, що новоутворення, які спостерігаються в зоні тертя, являють собою специфічні двійники деформації, що утворилися в умовах підвищених температур. Додатковий внесок у зміцнення двійникової зони в цих сплавах вносить виділення дисперсних карбідів.

Для всіх досліджених сплавів характерним є поступове зменшення розкиду значень мікротвердості по глибині зони тертя.

Зміна мікротвердості в приповерхневих шарах на стадії усталеного зношування, по всій видимості, обумовлено тим, що паралельно відбуваються процеси взаємної дифузії матеріалів пари тертя, виборчого окислення і термодифузійного перерозподілу зміцнюючої фази під дією деформацій і температур, викликаних тертям. Перелічені структурні зміни справляють різний вплив на інтенсивність зношування досліджуваних матеріалів. Низька здатність до зміцнення, незважаючи на присутність “білої смуги”, призводить до підвищення темпу зносу і передчасного переходу до стадії усталеного зношування.

Двійникування і виділення карбідів по двійникам (сталі 40X4Г8Т2С, 08Х6Н8М7С 20Х3Г9М5Т2С) підвищує опірність пластичним зсувам при підвищених температурах, ускладнюючи руйнування робочих об'ємів при терті.

З досліджених матеріалів найбільшою зносостійкість має сталь 20Х3Г9М5Т2С. Підвищену зносостійкість цієї сталі можна пояснити, з одного боку, оптимальним фазовим складом, з іншого – низькою енергією дефектів пакування, що забезпечує схильність до деформаційного двійникування при підвищених температурах. Двійникування сприяє зміцненню приконтатних обсягів металу, тим самим знижуючи інтенсивність зношування, що пов'язано з дією механізму Мотта-Набарро. Зміна дислокаційної структури прикордонних областей і характеру старіння (перерозподіл карбідної фази), що відбуваються в результаті дії підвищених температур і деформацій, є одним з основних факторів підвищення контактної міцності і мікропластичності поверхневих шарів сталі 20Х3Г9М5Т2С.

Висновки

1. В результаті проведених досліджень показана можливість застосування термоелектричного методу неруйнівного контролю для підбору зносостійких наплавочних сталей, які забезпечують підвищення довговічності штампового інструменту. Встановлено, що для підвищення зносостійкості і довговічності поверхні обробного інструменту штампів гарячого деформування бажано застосовувати сплави, у яких у поєднанні з маркою оброблюваного матеріалу сумарна Т. Е. Р. С. прямує до нуля.

2. Застосування термоелектричного експрес-методу неруйнівного контролю дозволяє оперативно визначати найбільш небезпечні локальні місця, які характеризуються критичними зонами концентрації напружень і своєчасно застосовувати заходи для їх усунення.

Список використаної літератури

1. Троицкий В.А. Неразрушающий контроль качества в Украине на рубеже столетий / В.А. Троицкий // Труды 3 Украинской научно-технической конференции «Неруйнівний контроль та технологічна діагностика 2000». – Днепропетровск, 2000. – С. 8-16.

2. Узлы и трения машин: Справочник / И.В. Крагельский, Н.М. Михин – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.

3. Шкилько А.М. Неразрушающие методы контроля металлов и узлов энергетического оборудования / А.М. Шкилько. – К.: ИСИО, 1994. – 180 с.

4. Новые возможности неразрушающего контроля текущего состояния прокатных валков листопрокатных производств по измерению распределения магнитных характеристик рабочего слоя / Г.Я. Безлюдько, И.Л. Казакевич, Л.А. Крутиков, Т.С. Скобло. // Труды III Украинской научно-технической конференции «Неруйнований контроль та технологічна діагностика 2000». – Днепропетровск, 2000. – С. 150-151.

МЕТОДИКА БАГАТОКРИТЕРІАЛЬНОЇ ОПТИМІЗАЦІЇ КОМБІНОВАНОГО FDM-ДРУКУ З МОДИФІКУВАННЯМ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ

Дудукалов Ю.В., к.т.н., доцент, Ковальов Б.В., магістр,
Харківський національний автомобільно-дорожній університет

***Анотація.** Виконана оптимізація комбінованого процесу FDM-друку з модифікуванням полімерних матеріалів. Показана послідовність застосування методу аналізу ієрархій для багатокритеріальної оцінки з урахуванням різних факторів.*

***Ключові слова:** FDM-друк, модифікування, міцність, пластичність, електромагнітне поле, полімерні матеріали, багатокритеріальна оптимізація.*

METHOD OF MULTI-CRITERIA OPTIMIZATION COMBINED FDM PRINTING WITH MODIFICATION POLYMER MATERIALS

**Yu.V. Dudukalov, Ph.D., associate professor, B.V. Kovalev, student,
Kharkiv National Automobile and Road University**

***Abstract.** Optimization of the combined process of FDM printing with modification of polymer materials has been carried out. The sequence of application of the method of analysis of hierarchies for multi-criterial evaluation, taking into account various factors, is shown.*

***Key words:** FDM printing, modification, strength, plasticity, electromagnetic field, polymer materials, multi-criteria optimization.*

Вступ

Розроблення нових перспективних полімерів, полімерних композиційних матеріалів пов'язано із інноваціями останнього часу. До одного з найбільш актуальних технологічних трендів відносяться адитивні технології, в яких поширене нарощування матеріалу відповідно до заданої комп'ютерної твердотільної моделі практично замінює традиційні процеси різання, пресування і штампування [1, 2]. Основною перевагою даних технологій є пряме відтворення на основі твердотільної моделі виробу будь-якої складності без застосування додаткового оснащення.

Застосування 3D-принтерів охоплює дуже широку сферу діяльності. Область використання 3D-друку розширюється, удосконалюються методи друку, знаходять застосування нові матеріали, поліпшується якість, точність і міцність виробів. Принтери для тривимірного друку зменшуються в розмірах, стають доступнішими, потребують мінімальних витрат в експлуатації. У зв'язку з цим технологічні процеси 3D-друку для виробництва деталей є перспективними.

Аналіз публікацій

Вважається, що застосуванню полімерних матеріалів у виробництві дорожньо-будівельної техніки [3, 4], в ряді вузлів на існує альтернативи. У той же час, незважаючи на бурхливий розвиток зазначених технологій, актуальною проблемою залишається недостатня міцність виробів, що одержані шляхом 3D-друку [5 – 7]. Це стримує їх застосування в виробництві технічних систем, не дає можливості реалізувати їх потенційні можливості. Перспективним рішенням даної проблеми є модифікування структури як основного, так і армованого полімерного матеріалу шляхом додаткових електрофізичних впливів, наприклад, в електромагнітному полі. Такі рішення є багатоваріантними, потребують врахування багатьох факторів.

Таким чином, вирішення питань обґрунтування вибору полімерних матеріалів і способу модифікування для зміцнення в технологіях 3D-друку деталей машин, являє собою актуальну задачу наукового і практичного плану.

Застосування аналітичних формалізованих методів обґрунтованого вибору полімерного матеріалу і їх способу модифікування для конструкційних елементів в адитивних технологіях підвищує достовірність і надійність одержаних результатів. Для обґрунтованого вибору потрібно враховувати широку сукупність критеріїв. Оскільки оцінки властивостей матеріалів для конструкційних елементів, вплив способу модифікування можуть мати кількісні та якісні характеристики, то найбільш доцільно для аналітичного формалізованого обґрунтування використовувати експертні методи, які передбачають ранжування об'єктів за сукупністю параметрів.

До багатокритеріальних методів прийняття рішень відносять SWOT-аналіз і методи аналізу ієрархій. В нашому випадку SWOT-аналіз представляє собою узагальнену оцінку технологічного середовища [8], в якому функціонує машинобудівне підприємство. Ця модель матричного аналізу допомагає виділити перешкоди, що постають перед впровадженням технологій 3D-друку. На основі таких досліджень приймаються рішення, в яких акцент робиться на визначенні проблем організаційно-технологічного характеру.

Для підготовки методики багатокритеріального вибору полімерних матеріалів і способів їх модифікування був задіяний підхід, в основу якого покладена ідея методу аналізу ієрархій, що запропонована Томасом Сааті [9]. В цьому методі використовується процедура попарного порівняння елементів, а для полегшення суджень експертів про важливість об'єктів використовується спеціальна 9-бальна шкала відносної важливості двох об'єктів, що порівнюються. Метод аналізу ієрархій пройшов всебічну апробацію від рішення проблем національного розвитку країн до приватних задач, і отримав високу оцінку фахівців. Мета дослідження – виконати оптимізацію комбінованого процесу FDM-друку з модифікуванням полімерних матеріалів височастотним електромагнітним імпульсним полем (ВЕІП) із застосуванням методу аналізу ієрархій для багатокритеріальної оцінки різних факторів.

Основні матеріали досліджень

Для реалізації всього комплексу властивостей полімерних матеріалів необхідно забезпечити міцну взаємодію матриці і наповнювача по всій площі їх контакту. Властивості матеріалу на кордоні розділу матриця-наповнювач істотно відрізняються від властивостей кожного з цих компонентів. Досить часто, цей міжфазовий шар є найбільш слабким місцем, і саме по цій межі починається руйнування матеріалу.

В ході експериментальних досліджень нами доведено, що обробка високочастотним електромагнітним імпульсним полем (при частоті – $f = 2,25$ МГц і напруженості – $H = 1265$ А/м) приводить до поліпшення когезійних властивостей. Встановлено оптимальну тривалість обробки високочастотним полем АБС-пластиків, наповнених частками сталі 45 – $t = 5 \dots 10$ хв. За такого режиму модифікування спостерігали підвищення модуля пружності з $E = 3,5$ ГПа (для вихідного матеріалу) до $E = 3,9 \dots 4,20$ ГПа (після модифікування). Аналогічно, руйнівні напруження при згинанні збільшуються від $\sigma_{zg} = 45$ МПа (для вихідного матеріалу) до $\sigma_{zg} = 52 \dots 56$ МПа (після модифікування).

Для обґрунтованого вибору полімерного матеріалу, способу модифікування потрібно враховувати широку сукупність критеріїв. В якості таких критеріїв можуть прийматися технічні параметри, експлуатаційні, економічні показники та інші характеристики, що відображають кількісні та якісні результати виготовлення зміцнених конструкцій, за якими проводять порівняння.

На основі аналізу наукових і виробничих даних, результатів експериментальних досліджень нами взятий наступний набір основних критеріїв для обґрунтування вибору в конкретній ситуації застосування адитивних технологій на базі використання 3D-принтерів в якості технологічного обладнання:

- оцінка сукупної продуктивності праці, яку забезпечує використання способу модифікування ПКМ для 3D-принтеру;
- швидкість витікання ПКМ, враховуючи спосіб модифікування та молекулярну масу полімерного матеріалу;
- витрати часу для реалізації способу модифікування ПКМ, враховуючи всі стадії модифікування ПКМ;
- можливість фінішної обробки (фарбування, підгонка, фіксація деталей) після модифікування ПКМ;
- можливість суміщення процесів модифікування ПКМ і 3D-друку для підвищення продуктивності;
- міцність самого ПКМ з наповнювачем та пошарового скріплення в структурі проходів, реалізація способу модифікування ПКМ;
- міцність фіксації виробу за допомогою адгезії на столі 3D принтеру під час друку;
- екологічні властивості, безпека використання способу модифікування ПКМ;

- вартість ПКМ для друку на 3D-принтері;
- сукупна вартість технологічного обладнання для друку на 3D принтері, необхідність додаткових капітальних вкладень у виробництво [11].

Оцінка важливості критеріїв за методом аналізу ієрархій здійснюється шляхом їх попарних порівнянь. При порівнянні двох критеріїв використовується шкала відносної важливості. Заповнення матриці виконується по рядкам, порівнюючи елемент, розташований в рядку, з елементом, розташованим у стовпці.

При проведенні попарних порівнянь двох елементів матриці для двох критеріїв ставляться наступні питання:

- який з критеріїв має більший вплив на прийняття рішення про вибір технології;
- яка перевага одного критерію над іншим з позицій запропонованої шкали оцінок.

При визначенні вектору пріоритетів та оцінюванні узгодженості результатів, визначають пріоритети, які представляють відносну важливість або перевагу елементів на кожному рівні ієрархічної моделі. Для підвищення об'єктивності отриманих результатів заповнення матриці може здійснювати шляхом колективного обговорення списку критеріїв і результатів парного порівняння елементів матриці.

Для аналізу були вибрані наступні полімерні матеріали і способи модифікування для 3D-друку:

- 1) Спосіб 1. ВЕІП на протязі 10 хвилин для АВС-пластику без наповнювача, не буде проблем з прилипанням до столу;
- 2) Спосіб 2. ВЕІП на протязі 1 хвилини для АВС-пластику з наповнювачем частками сталі 45, не буде проблем з прилипанням до столу, деламінацією та деформацією виробу;
- 3) Спосіб 3. ВЕІП на протязі 10 хвилин для АВС-пластику з наповнювачем частками сталі 45, не буде проблем з прилипанням до столу, деламінацією та деформацією виробу;
- 4) Спосіб 4. ВЕІП на протязі 10 хвилин для АВС-пластику з наповнювачем частками сурику (50 мас.ч.), не буде проблем з прилипанням до столу, деламінацією та деформацією виробу;
- 5) Спосіб 5. ВЕІП на протязі 1 хвилини для АВС-пластику з наповнювачем частками сурику (50 мас.ч.), не буде проблем з прилипанням до столу, деламінацією та деформацією виробу.

Використовується шкала оцінювання для способів модифікування за критеріями, враховуються експериментальні дані, пропозиції виробників та досвід фактичного застосування.

Виконуються розрахунки оцінок власних векторів оцінок критеріїв, проводиться їх нормалізація.

На заключному етапі обчислюється індекс узгодженості:

$$IY = \frac{\lambda_{\max} - m}{m - 1}, \quad (1)$$

де $\lambda_{\max}$ – найбільше власне значення матриці суджень; m – число порівнюваних критеріїв.

Також розраховується відношення узгодженості. Для цього потрібно розділити індекс узгодженості IY на середнє значення випадкової узгодженості матриці такого ж порядку CC_n :

$$OC = \frac{IY}{CC_n} \cdot 100\%, \quad (2)$$

де CC_n – випадкова узгодженість, яка приймається по таблиці для матриці порядку n .

Результати розрахунків узагальнених пріоритетів порівнюваних технологій з вказаними способами модифікування наведені на діаграмі (рис. 1).

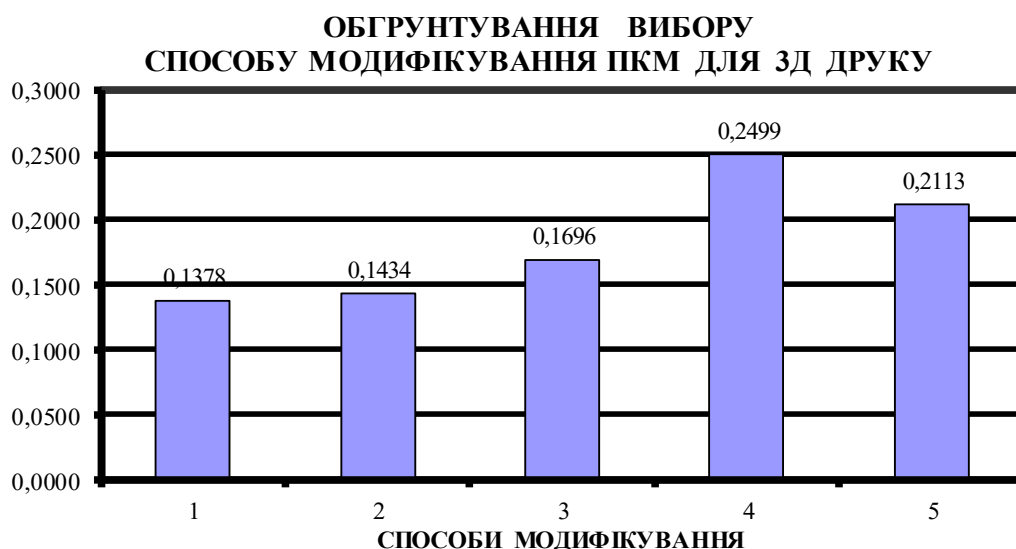


Рисунок 1 – Пріоритети аналітичного обґрунтування вибору способу модифікування ПКМ

Таким чином, всі розрахунки за даною методикою виконуються в середовищі пакета Excel. Програма розроблена на кафедрі «Технології металів і матеріалознавства» ХНАДУ.

Висновки

1. Результати досліджень дають змогу виконати багатокритеріальну оптимізацію комбінованого FDM-друку з модифікуванням полімерних матеріалів в конкретних виробничих умовах. Результати розрахунків свідчать про ефективність запропонованих варіантів модифікування полімерних матеріалів в технологіях 3Д-друку і обґрунтованість прийнятих рішень.

2. Розроблена методика багатокритеріальної оптимізації на основі процедури методу аналізу ієрархій для формалізованого системного обґрунтування вибору полімерних матеріалів і способів їх модифікування створює умови для ефективного застосування FDM-технологій друку деталей в машинобудівному і ремонтному виробництві.

Література

1. Технологии 3D-печати, [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.ixbt.com/printer/3d/3d_tech.shtml. – Дата доступа: 20.11.2021.

2. Глушкова Д. Б. Вплив різних видів поверхневої обробки на стан поверхні тертя / Д. Б.Глушкова, В. П. Тарабанова, Е. А. Нестеренко // Дні науки 2012: матеріали 8-й Міжнар. наук.-практ. конф. – Прага, 2012. Т. 89. С. 53 – 58.

3. Тимошков П.Н. Современные технологии производства полимерных композиционных материалов нового поколения / П.Н.Тимошков, Д.И. Коган//Труды ВИАМ. – 2013.– №4. – С. 114 – 126.

4. Колосов О.Є. Одержання волокнистонаповнених реактопластичних полімерних композиційних матеріалів із застосуванням ультразвуку/ О.Є. Колосов, В.І. Сівецький, О.П. Колосова. – К.: Політехніка, 2015. – 295 с.

5. Simultaneous Optimization of Topology and Orientation of Anisotropic Material using Isoparametric Projection Method / T. Nomura, E.M. Dede, T. Matsumori, A. Kawamoto // Advances in Structural and Multidisciplinary Optimization - Proceedings of the 11th World Congress of Structural and Multidisciplinary Optimization (WCSMO-11). – The University of Sydney, Australia, 2015. – P. 728 – 733.

6. A Brief History of Additive Manufacturing and the 2009 Roadmap for Additive Manufacturing: Looking Back and Looking Ahead / D.L. Bourell, J.J. Beaman, M.C. Leu, D.W. Rosen // Proceedings of Rapid Tech. 2009: US - Turkey Workshop on Rapid Technologies. - Istanbul, 2009. – P. 1 – 8.

7. Антонов Ф. 3D-печать композитів: тренди, перспективи, застосування [Электронный ресурс]. – Режим доступа: - <http://www.innoprom.com/media/presentations/kruglyy-stol-additive-tekhnologii-luchshie-praktiki/>. – Дата звернення: 28.11.2021.

8. Мех О.А. Можливості вдосконалення методики SWOT-аналізу / О.А. Мех // Наука та наукознавство. – 2012. – № 1. – С. 21 – 26.

9. Саати Т. Аналитическое планирование. Организация систем.// Томас Саати, Кернс Кевин. пер. с англ. Вачнадзе Р.Г. под ред. Ушакова И.А.– М. «Радио и связь», 1991. – 224 с.

10. Бадюл М. Г. Застосування методу аналізу ієрархій у проєктуванні та будівництві. / М. Г. Бадюл, В. А. Крамаренко // Будівництво, матеріалознавство, машинобудування. 2013. – Вип. 70. – С. 27-35.

11. Тернюк Н.Э. Системно-процессное моделирование технических систем в CALS-технологиях / Н.Э. Тернюк, Ю.В. Дудукалов, В.В. Федченко, Н.Н. Гладкая // Сборник научных трудов «Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии», Вып. 49. X., 2011 С. 124 – 133.

РЕЗУЛЬТАТИ ВИПРОБУВАННЯ ПНЕВМОДВИГУНА

Воронков О.І., д.т.н., професор, Нікітченко І.М., к.т.н., доцент, Тесленко Е.В., асистент, Богданов А.І., аспірант, Назаров А.О., інженер, Харківський національний автомобільно-дорожній університет

***Анотація.** Розглянуті результати випробувань комбінованого приводу керування газорозподільчим механізмом пневмодвигуна.*

***Ключові слова:** газорозподільчий механізм, пневмодвигун, комбінований привід.*

RESULTS OF PNEUMO-ENGINE TESTING

Voronkov O.I., Doctor of Technical Sciences, professor, Nikitchenko I.M., Ph.D., associate professor, Teslenko E.V., assistant, Bohdanov A.I., graduate student, Nazarov A.O. ., engineer, Kharkiv National Automobile and Road University

***Abstract.** The results of tests of the combined drive of the control of the gas distribution mechanism of the pneumatic engine are considered.*

***Keywords:** gas distribution mechanism, pneumatic engine, combined drive.*

Аналіз публікацій

Для гнучкого регулювання фаз повітророзподілу можливо застосовувати електромагнітне, гідравлічне, пневматичне й комбіноване керування клапанів.

Виходячи із проведеного аналізу літератури [1–4] для даного етапу досліджень був обраний комбінований привід керування газорозподільчим механізмом (електрогідравлічний привід для впускного клапану та розподільчий кулачковий вал для випускного клапану), який дозволяє не тільки покращити характеристики наповнення, але й здійснювати роботу енергетичної установки як за 2-тактним, так і 4-тактним циклом [5, 6].

Мета роботи і завдання

Мета роботи – визначення впливу фаз газорозподілу на показники пневмодвигуна. Ця частина є продовженням робіт по створенню перспективної комбінованої енергосилової установки на базі ДВЗ і пневмодвигуна (ПД).

Об'єктом дослідження є робочі процеси пневмодвигуна комбінованої енергоустановки.

Предметом дослідження є закономірності які визначають взаємозв'язок конструктивних параметрів з показниками пневмодвигуна комбінованої енергоустановки.

Для досягнення поставленої мети вирішувались наступні завдання:

1. Провести випробовування енергоустановки щодо вибору фаз газорозподілу згідно з розробленою методикою.
2. Провести обробку отриманих результатів експериментальних досліджень.
3. Видача рекомендацій по встановленню фаз газорозподілу перспективної комбінованої енергосилової установки.

Стенд для випробувань

Для проведення досліджень на базі чотирициліндрового ДВЗ 4Ч9,2/9,2 створений поршневий пневмодвигун з клапанним повітророзподільним механізмом. Для зменшення витрати стисненого повітря робочий процес проходив у одному (першому) циліндрі [1, 2, 5].



Рисунок 1 – Експериментальний стенд для випробувань



Рисунок 2 – Електрогідропривід клапанного механізму

Методика випробувань

Для кожного значення тиску на вході $p_{вх}$ визначали максимальну ефективну потужність і частоту обертання колінчастого вала ПД змінюючи

фази газорозподілу впускного і випускного клапанів згідно побудованої матриці факторного експерименту. При проведенні випробувань даного ПД були зняті швидкісні характеристики при значеннях тиску стисненого повітря на впуску $p_{вх}$ 0,5; 0,7 та 0,9 МПа (рис. 3). За даними вимірювань було побудовано експериментальні індикаторні діаграми та графіки змінних факторів за даними таблиць параметрів для кожного режиму роботи ПД.

Результати експериментальних досліджень

За результатами проведених випробувань за швидкісними характеристиками, було отримано наступний результат: при частоті обертання $n = 1000 \text{ хв}^{-1}$ і тиску стисненого повітря на впуску $p_{вх} = 0,5 \text{ МПа}$ потужність складала $N_e = 0,5 \text{ кВт}$, крутний момент $M_e = 5 \text{ Н}\cdot\text{м}$, а при тиску стисненого повітря на впуску $p_{вх} = 1,1 \text{ МПа}$ потужність складала $N_e = 6 \text{ кВт}$, крутний момент $M_e = 60 \text{ Н}\cdot\text{м}$.

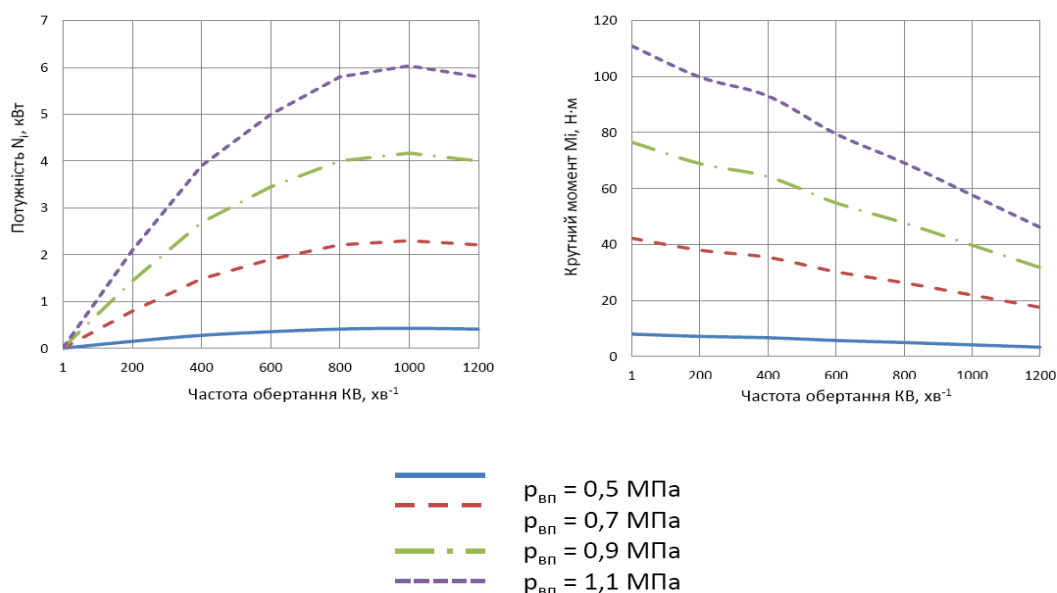


Рисунок 3 – Швидкісні характеристики за результатами випробувань

4

В результаті проведених експериментальних випробувань були визначені індикаторні показники та побудовані індикаторні діаграми (рис. 4).

Під час проведення досліджень були виявлені деякі недоліки. Застосування базового приводу випускним клапаном за допомогою розподільчого валу не дає можливості змінювати тривалість фази випуску (тривалість відкриття випускного клапана за рахунок базового розподільного валу становить 100 градусів повороту колінчастого валу). Змінюючи початок відкриття випускним клапаном щодо НМТ, площа індикаторної діаграми суттєво не збільшується. При початку відкриття випускного клапана в НМТ та його закритті через 100 градусів, відбувається зворотне стиснення, величина якого перевищує тиск на

впуску. При відкритті впускного клапану відбувається зміна повітряного потоку і повітря з більшим тиском попадає до впускного каналу. Це явище негативно впливає на формування індикаторної діаграми, а значить, і на її площу.

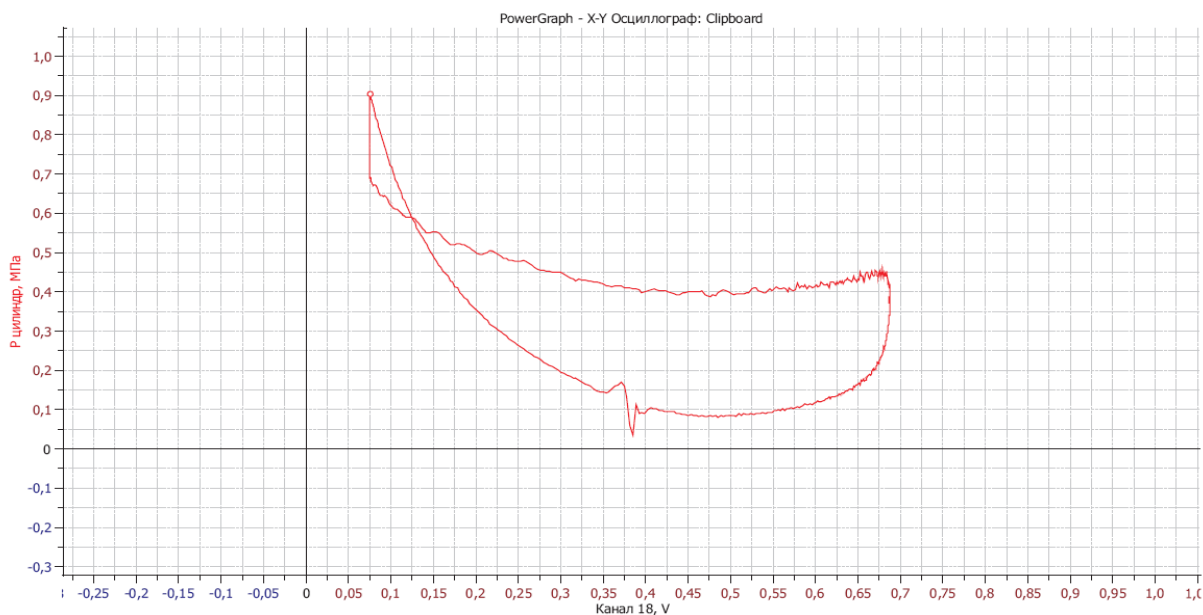


Рисунок 4 – Індикаторні діаграми ПД

Якщо закриття випускного клапану робити пізніше, то відбувається зміна індикаторної діаграми, при якій площа суттєво зменшується.

Реалізувати більш якісне регулювання газообміну можливо за рахунок заміни розподільчого вала таким же електрогідравлічним приводом, як використовується для впускного вала. Це є завданням для подальших досліджень.

Висновки

1. Були проведені випробування згідно з розробленою методикою за швидкісною характеристикою при різних тисках і фазах повітророзподілу.
2. Обробка отриманих результатів експериментальних досліджень показала, що кращий результат було отримано при тиску $p_{вх} = 1,1$ МПа, при цьому $N_e = 6$ кВт, а $M_e = 60$ Н·м.
3. Обробка індикаторних діаграм показала, що привід випускного клапану за допомогою кулачкового вала з незмінними фазами і механічним приводом недостатньо для отримання оптимальних результатів.
4. Для покращення індикаторних показників ПД та отримання найбільшої площі індикаторної діаграми доцільно застосувати аналогічний впускному електрогідравлічний привід випускного клапану, який дозволить продовжити проведення дослідів із знаходження оптимальних фаз повітророзподілу.

Література

1. Абрамчук Ф.І. Стенд для випробування і дослідження пневмодвигунів / Ф.І. Абрамчук, О.І. Воронков, А.І. Харченко, С.С. Жилін, І.М. Нікітченко, В.С. Червяк // Двигатели внутреннего сгорания. – 2011. – №2. – С. 110–117.
2. Двигатели автомобильные. Методы стендовых испытаний.
3. Гидроприводы объемные и пневмоприводы. Часть 2. Объемные гидромашины и пневмомашины. Термины и определения (ДСТУ 3455.2-96). [Введен 1998-01-01]. – 60 с. – Державний стандарт України.
4. Аврунин Г.А. Гидравлическое оборудование строительных и дорожных машин: учебное пособие / Г.А. Аврунин, И.Г. Кириченко, В.Б. Самородов); под ред. Г. А. Аврунина. – Х.: ХНАДУ, 2012. – 467 с.
5. Тесленко Е.В. Експериментальний стенд для дослідження автомобільних пневматичних двигунів з клапанним повітророзподілом / Тесленко Е. В. // Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету: зб. наук. тр. / М-во освіти та науки України; ХНАДУ; Харків, 2018. – Вип. 83. – С. 29-34.
6. Воронков А.І. Вибір схеми електрогідроавтоматики для керування впускним клапаном поршневого пневмодвигуна / А. І. Воронков, Г. А. Аврунін, І. М. Нікітченко, Е. В. Тесленко, О. А. Назаров // Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету зб. наук. тр. /Харк. нац. автомоб.-дор. ун-т; [редкол.: Богомолів В. О. (голов. ред.) та ін.]. - Харків: ХНАДУ, 2017. - Вип. 78. - С. 144-150.

НАУКОВЕ ВИДАННЯ

**МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО ТА ТЕХНОЛОГІЇ. МАТЕРІАЛИ
МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ.**

Конференцію проведено згідно з планом проведення міжнародних, всеукраїнських науково-практичних і науково-методичних конференцій і семінарів Харківського національного автомобільно-дорожнього університету у 2022 р. (посвідчення УкрІНТІ №928 від 23 листопада 2021 р.).

Відповідальний за випуск д.т.н., проф. Глушкова Д.Б.

Науковий редактор д.т.н., проф. Глушкова Д.Б.

Технічний редактор к.т.н., доц. Лалазарова Н.О.

Формат 60×84/8. Ум. друк. арк 9,9. Тир. 100 прим. Зам. №
Підписано до друку ... Папір офсетний.

Гарнітура Times New Roman. Віддруковано на ризографі.

**Видавництво ХНАДУ, 61200, Харків-МСП, вул. Петровського, 25.
Тел./факс: (057)700-38-72; 707-37-03, e-mail: rio@khadi.kharkov.ua**

*Свідоцтво Державного комітету інформаційної політики, телебачення
та радіомовлення України про внесення суб'єкта видавничої справи
до Державного реєстру видавців, виготовлювачів і розповсюджувачів
видавничої продукції, серія ДК №897 від 17.04.2002 р.*