

З А В Т О М А Т И Ч Н Е ⁶ 2025 З В А Р Ю В А Н Н Я

«Автоматичне зварювання»

«Avtomatychne Zvaryvannya» (Automatic Welding)

Видається з 1948 р.

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as

Published since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

- Вігілянська Н.В., Цимбаліста Т.В., Грищенко П.П., Мурашов А.П., Гудименко О.Й.* Формування покриттів, що містять МАХ-фазу Ti_3AlC_2 , при нанесенні порошку TiC-TiAl методами плазмового та високошвидкісного газополуменевого напилення 3
- Калюжний С.М., Максимов С.Ю., Войнарович С.Г., Кислиця О.М., Ульянич Н.В., Коломієць В.В., Теплюк В.М., Прохоренкова Н.В.* Особливості формування біосумісних покриттів з порошку гідроксиапатиту, легованого сріблом, методом мікроплазмового напилення 10
- Стефанів Б.В., Максимова С.В.* Вплив карбиду вольфраму на структуру та властивості зносостійких покриттів, отриманих різними методами (Огляд) 18
- Юрченко Ю.В.* Актуальні проблеми лазерного зварювання тонкостінних виробів із корозійностійких високолегованих сталей (Огляд) 30

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

- Сом О.І.* Сплав-зв'язка на основі заліза для плазмово-порошкового наплавлення композиційних сплавів армованих литими карбідами вольфраму 43
- Сливінський О.А., Ковтонюк М.М.* Шляхи підвищення кулестійкості зварних з'єднань броньових сталей високої та надвисокої твердості (Огляд) 51
- Лентюгов І.П., Безушко О.М., Рябцев І.І., Окопнік Л.Л., Лентюгов М.І.* Вплив складу шихти порошкового дроту ПП-НП-120В3КХМФ на хімічний склад зварювальних аерозолів при дуговому наплавленні під флюсом 60
- Парусов Е.В., Чуйко І.М., Олійник Е.В., Парусов О.В.* Знеміцнювальне термомеханічне оброблення бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-Mo-V 65

ІНФОРМАЦІЯ

- 90 років кафедрі зварювального виробництва Київського Політехнічного Інституту 73
- 78-а щорічна Асамблея Міжнародного інституту зварювання 77
- FABTECH 2025: Нові горизонти зварювання 79
- Міжнародна конференція молодих учених MSSE 2025 81
- До 40-річчя відділу захисних покриттів ІЕЗ ім. Є.О. Патона... 83
- Нова лінійка зварювального обладнання серії FORTIS від компанії FRONIUS 84
- Науково-технічна конференція «Зварювання та споріднені технології для відновлення України» 85

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Vihlianska N.V., Tsybalista T.V., Grishchenko P.P., Murashov A.P., Gudymenko O.Y.* Formation of coatings containing Ti_3AlC_2 MAX phase by deposition of TiC-TiAl powder by plasma and high-velocity oxy-fuel spraying methods 3
- Kaliuzhnyi S.M., Maksymov S.Yu., Voinarovych S.G., Kyslytsia O.M., Ulyanchich N.V., Kolomiets V.V., Teplyuk V.M., Prokhorenkova N.V.* Features of formation of biocompatible coatings from silver-doped hydroxyapatite powder by micro-plasma spraying 10
- Stefaniv B.V., Maksymova S.V.* The influence of tungsten carbide on the structure and properties of wear-resistant coatings produced by various methods (Review) 18
- Yurchenko Yu.V.* Actual problems of laser welding of thin-walled products made of corrosion-resistant high-alloy steels (Review) 30

INDUSTRIAL

- Som O.I.* Iron-based binder alloy for plasma transferred-arc surfacing of composite alloys reinforced with cast tungsten carbides 43
- Slyvynskyy O.A., Kovtoniuk M.M.* Approaches to enhancing the ballistic performance of welded joints in high and ultra-high hardness armor steels (Review) 51
- Lentyugov I.P., Bezushko O.M., Ryabtsev I.I., Okopnik L.L., Lentyugov M.I.* Influence of the charge composition of the flux-cored wire PP-NP-120V3KHMФ on the chemical composition of welding fumes during submerged arc surfacing 60
- Parusov E.V., Chuiko I.M., Oliinyk E.V., Parusov O.V.* Thermomechanical treatment technology of wire rod made of low-carbon Cr-Mo-V steel 65

INFORMATION

- 90 years of the Department of Welding Production of the Kyiv Polytechnic Institute 73
- 78th Annual Assembly of the International Welding Institute 77
- FABTECH 2025: New horizons in welding 79
- International Conference of Young Scientists MSSE 2025 81
- To the 40th anniversary of the Protective Coatings Department of the PWI 83
- New line of FORTIS series welding equipment from FRONIUS 84
- Scientific and technical conference «Welding and related technologies for the reconstruction of Ukraine» 85



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ представляє Україну в Міжнародному інституті зварювання та в Європейській зварювальній федерації

The E.O. Paton Electric Welding Institute of the NASU represents Ukraine in International Institute of Welding and in European Federation for Welding



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України
Міжнародний науково-технічний та виробничий журнал
E.O. Paton Electric Welding Institute of National Academy of Sciences of Ukraine
International Scientific-Technical and Production Journal
«Автоматичне зварювання»

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ (Київ):

І.В. Кривцун (головний редактор),

О.М. Берднікова, В.В. Книш,

В.М. Коржик, В.А. Костін, Ю.М. Ланкін,

Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,

О.В. Махненко, М.О. Пашчин,

В.Д. Позняков, І.О. Рябцев,

І.Ю. Романова – відповідальний секретар;

В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;

В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,

НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;

А.Л. Майстренко,

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ;

В.В. Перемітко,

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське;

У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,

Аахен, Німеччина.

Виконавчий директор – О.Т. Зельніченко,

Міжнародна Асоціація «Зварювання», Київ

Видавець

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Адреса редакції

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ

03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 205-23-90

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

Журнал входить до переліку затверджених
Міністерством освіти і науки України видань
для публікації праць здобувачів наукових ступенів за
спеціальностями 131, 132, 141, 151.

Наказ МОН України № 409 від 17.03.2020.

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу

Журнал зареєстровано Національною радою України з
питань телебачення і радіомовлення 11.09.2025;

ідентифікатор медіа R30-06491;

реєстрант – ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

ISSN 3041-2374 print

ISSN 3041-234X online

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Передплата 2026

Передплатний індекс 70031.

6 випусків на рік (видається раз на два місяці).

Друкована версія: 2520 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

Електронна версія: 2520 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).

Передплата можлива на попередні випуски за любой рік.

Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевідаються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal»:

www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute
of NASU (Kyiv, Ukraine):

I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),

O.M. Berdnikova, V.V. Knysh,

V.M. Korzhyk, V.A. Kostin, Yu.M. Lankin,

L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,

O.V. Makhnenko, M.O. Pashchin,

V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev,

I.Yu. Romanova – Executive Secretary;

V.V. Dmitrik, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute»,
Kharkiv, Ukraine;

V.V. Kvasnytskyi, E.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, Ukraine;

A.L. Maistrenko, V. Bakul Institute for Superhard Materials
of the NASU, Kyiv, Ukraine;

V. V. Peremitko, Dniprovsky State Technical University,
Kamianske, Ukraine;

U. Reisgen, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany.
Executive Director – O.T. Zelnichenko,
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine

Publisher

International Association «Welding»

Editorial office

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kazymyr Malevych Str.

Tel./fax: (38044) 205-23-90

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

The Journal is included in the list of publications approved
by the Ministry of Education and Science of Ukraine
for the publication of works of applicants for academic degrees
in specialties 131, 132, 141, 151.

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for publishing Editorial Board of the Journal

The Journal was registered by the National Council of Ukraine
on Television and Radio Broadcasting on 11.09.2025,
carrier identifier R30-04566.

registrant – E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine.

ISSN 3041-2374 print

ISSN 3041-234X online

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Subscription 2026

Subscription index 70031.

6 issues per year, back issues available.

192€, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

156€, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).

Subscription is possible for previous issues for any year.

Articles from «Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)
journal is republished selectively in English in
«The Paton Welding Journal»:

www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

Publisher is not responsible
for the content of the promotional material.

ФОРМУВАННЯ ПОКРИТТІВ, ЩО МІСТЯТЬ МАХ-ФАЗУ Ti_3AlC_2 , ПРИ НАНЕСЕННІ ПОРОШКУ $TiC-TiAl$ МЕТОДАМИ ПЛАЗМОВОГО ТА ВИСОКОШВИДКІСНОГО ГАЗОПОЛУМЕНЕВОГО НАПИЛЕННЯ

Н.В. Вігілянська¹, Т.В. Цимбаліста¹, П.П. Грищенко¹, А.П. Мурашов¹, О.Й. Гудименко²

¹ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: pewinataliya@gmail.com

²Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України. 03028, м. Київ, пр. Науки, 41.

E-mail: gudymen@ukr.net

У роботі досліджено формування покриттів, що містять МАХ-фазу Ti_3AlC_2 , при плазмовому та високошвидкісному газополуменевому напиленні з використанням порошку системи $TiC-TiAl$. Композиційний порошок було отримано шляхом обробки порошкової суміші вихідних компонентів $TiAl$ і TiC у планетарному млині протягом 5 год, у результаті чого формується порошок з частинками конгломератного типу, який містить фази вихідних компонентів і цільову МАХ-фазу Ti_3AlC_2 . Покриття, отримані методами плазмового та високошвидкісного газополуменевого напилення, досліджували з використанням рентгенофазового аналізу, оптичної мікроскопії та мікродюрометрії. Встановлено, що при плазмовому напиленні внаслідок інтенсивної взаємодії частинок порошку з газовим середовищем і високотемпературних умов процесу в покритті спостерігається утворення карбонітриду титану $TiC_{0.2}N_{0.8}$ та суттєве зниження відносно порошку вмісту МАХ-фази Ti_3AlC_2 . Покриття мають ламелярну структуру з високою (~ 15 %) пористістю та мікротвердістю 4390 ± 920 МПа. При високошвидкісному газополуменевому напиленні, завдяки меншому тепловому навантаженню в порівнянні з методом плазмового напилення, у покритті зберігається більша частина вихідного фазового складу порошку. Структура покриття менш ламелярна та більш щільна (пористість не перевищує 1 %), містить нерозплавлені та частково розплавлені деформовані частинки, а середня мікротвердість становить 3810 ± 840 МПа. Бібліогр. 23, табл. 3, рис. 5.

Ключові слова: покриття, плазмове напилення, високошвидкісне газополуменеве напилення, МАХ-фаза, фазовий склад, структура, мікротвердість

Вступ. Упродовж останніх двох десятиліть значну увагу наукової спільноти привертає новий клас наноламінатних сполук – так звані МАХ-фази, які поєднують у собі властивості металів і кераміки. МАХ-фази з загальною формулою $M_{n+1}AX_n$ ($n = 1, 2, 3, \dots$) являють собою велику родину шаруватих сполук, що мають слабкі металеві зв'язки між атомами M і A та ковалентні зв'язки всередині шарів $M_{n+1}X_n$, де M є раннім перехідним металом; A – елемент групи A ; X – C, N, B та/або P [1]. Завдяки своїй унікальній структурі МАХ-фази демонструють відмінну термостійкість, хорошу електро- і теплопровідність, відносну пластичність при високих температурах, а також стійкість до окиснення та термоцикування [2]. Серед різноманітних складів МАХ-фаз фази системи $Ti-Al-C$ (Ti_2AlC та Ti_3AlC_2) виділяються як одні з найбільш ретельно досліджуваних алюмінієво-вмісних карбідів. Ці сполуки вирізняються високою термічною стабільністю, зносостійкістю, хімічною інертністю та здатністю утворювати захисну плівку $\alpha-Al_2O_3$ при окисненні, що забезпечує їх довговічність в агресивних середовищах [3, 4].

Для синтезу МАХ-фаз Ti_2AlC та Ti_3AlC_2 найчастіше використовують методи гарячого пресування [5], холодного пресування з подальшим спіканням (у тому числі іскровим плазмовим спіканням) [6, 7], механічного легування [8]. До перспективного методу одержання порошків з МАХ-фазою можна також віднести технологію самопоширюваного високотемпературного синтезу, у ході якої синтез відбувається в результаті проходження твердофазної реакції [9]. В якості вихідних матеріалів використовуються порошки як простих елементів (Ti, Al, C), так і сполук ($TiH_2, TiC, TiAl, TiO_2$) у різних комбінаціях.

Найпоширенішими методами одержання МАХ-фаз на поверхні виробів у вигляді тонких плівок є метод осадження з парової фази (PVD) та магнетронне розпилення [10]. Для нанесення покриттів завтовшки > 50 мкм використовують методи газотермічного напилення.

Переваги процесів газотермічного напилення над іншими методами осадження полягають у простоті обладнання, відсутності необхідності проведення процесів у захисній атмосфері та у можли-

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Цимбаліста Т.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9569-7776>, Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>, Мурашов А.П. – <https://orcid.org/0000-0002-0357-9068>, Гудименко О.Й. – <https://orcid.org/0000-0002-5866-8084>

© Н.В. Вігілянська, Т.В. Цимбаліста, П.П. Грищенко, А.П. Мурашов, О.Й. Гудименко, 2025

вості одержання покриттів із товщиною до кількох мм на деталях різної конфігурації. Проте популярні сучасні методи газотермічного напилення, такі як плазмове та високошвидкісне газополуменеве напилення (ВШГПН, HVOF), не знайшли широкого застосування для формування покриттів на основі Ti_3AlC_2 через високу температуру полум'я, яка, як правило, викликає розкладання та/або окиснення МАХ-фаз [11, 12]. Натомість методи ПН та ВШГПН застосовуються для напилення покриттів на основі МАХ-фази Ti_2AlC , у фазовому складі яких внаслідок фазових перетворень у процесі напилення формується також МАХ-фаза Ti_3AlC_2 [13–15].

Покриття з високим вмістом МАХ-фази Ti_3AlC_2 (74...84 %) було одержано плазмовим методом при використанні матеріалу, що напилюється, у вигляді суспензії [16]. Формування високого вмісту МАХ-фази ймовірно пов'язано з утворенням захисної фази оксиду алюмінію на поверхні частинок у високотемпературній парі, що перешкоджає подальшому розкладанню фази Ti_3AlC_2 .

Ведуться також дослідження з розробки композиційних покриттів, в яких порошок МАХ-фази Ti_3AlC_2 , який зазвичай одержують методом спікання, використовується в покриттях в якості зміцнюючої добавки. Так, для покращення експлуатаційних характеристик теплозахисних покриттів (ТЗП) в умовах високої температури та високого тиску розроблено нову конструкцію ТЗП з керамічним шаром $ZrO_2-Y_2O_3$ та підшаром $NiCrAlY$, в який додавали додатково різну кількість частинок Ti_3AlC_2 (5, 10 та 15 мас. %) [17]. Покриття одержували надзвучковим плазмовим напиленням. Дослідження стійкості покриттів до високотемпературного окиснення показали, що при вмісті в підшарі 5 % Ti_3AlC_2 покриття демонструє менше збільшення ваги, ніж традиційні ТЗП після окиснення при 950 °С протягом 80 год.

Розроблено композиційні покриття на основі $LaMgAl_{11}O_{19}$ з додаванням 5, 10 та 20 мас. % Ti_3AlC_2 в якості самовідновлювального компонента

та допоміжної речовини для спікання [18]. Покриття наносили плазмовим методом з проведенням подальшого відпалу при 1200 °С для оцінки їхньої здатності до самовідновлення; досліджено поведінку при високотемпературному окисненні на повітрі та корозійну стійкість при 1300 °С. Результати показали, що збільшення вмісту Ti_3AlC_2 значно підвищує ефективність самовідновлення, про що свідчить закриття тріщин та ізоляція пор. Композитне покриття з 20 мас. % Ti_3AlC_2 продемонструвало найбільшу стійкість у досліджених умовах і стабільність фазового складу, що свідчить про перспективність його використання в якості покриття, що прироблюється, в умовах високих температур.

Отримано нанокompозитне покриття шляхом плазмового напилення порошкової суміші 50 % Ti_3AlC_2 – 50 % Cu [19]. Було виявлено, що нанокompозитне покриття має незвичайну мікроструктуру з наномікрометровим фазовим синергетичним посиленням, яка складається з субмікрометрових шарів Cu та наночастинок $Cu(Al)$, Ti_4O_5 , TiO_2 та Al_2TiO_5 . У процесі напилення Al видається з Ti_3AlC_2 , утворюючи велику кількість пластичної $Cu(Al)$ та відбувається дифузія Cu в Ti_3AlC_2 , у результаті чого в покритті формується просторова сітчаста структура Cu . Нанокompозитне покриття має високу в'язкість руйнування та стійкість до росту тріщин, що підтверджується триточковим випробуванням на згинання.

Метою даної роботи було дослідження формування покриттів в умовах плазмового та високошвидкісного газополуменевого напилення покриттів, що містять МАХ-фазу Ti_3AlC_2 , при використанні для напилення механічно синтезованого порошку системи $TiC-TiAl$.

Матеріали та методики досліджень. В якості матеріалу для напилення покриттів використовували композиційний порошок (КП) системи $TiC-TiAl$, одержаний методом механохімічного синтезу (МХС) шляхом обробки вихідних порошоків $TiAl$ та TiC у високоенергетичному планетарному

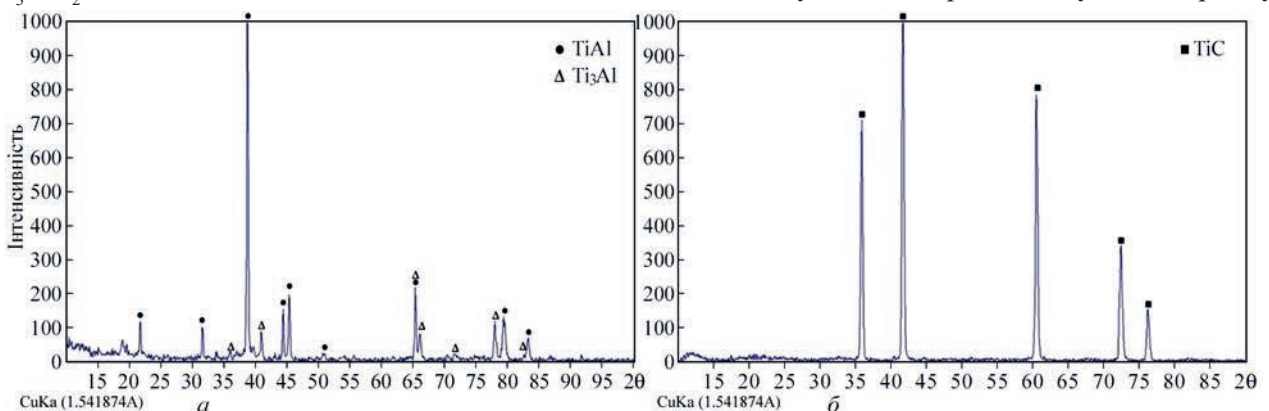


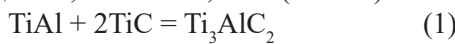
Рис. 1. Рентгенограми вихідних порошоків: а – $TiAl$, б – TiC

Таблиця 1. Характеристика вихідних порошків, які використовували для одержання КП методом МХС

Порошок	Розмір частинок, мкм	Хімічний склад, мас. %	Вміст фаз, %
TiAl	< 40	Ti – 62,5; Al – 37,5	TiAl – 91; Ti ₃ Al – 9
TiC	40...63	Ti – 79,2...80; C – 19,4...20,2	TiC – 100

млині «Активатор 2SL» протягом 5 год при швидкості 600/900 об/хв. Рентгенограми вихідних порошків TiAl та TiC, які використовували для одержання КП методом МХС, та їх характеристики наведено на рис. 1 та в табл. 1 відповідно.

Вміст вихідних порошків у суміші було розраховано на одержання МАХ-фази Ti₃AlC₂ за реакцією (1) і складав 38,5TiAl + 61,5TiC (мас. %).



Плазмове напилення проводили на серійній установці УПУ-8М з використанням плазмотрона типу Metco F4 MB. Для напилення покриттів методом високошвидкісного газополуменевого напилення використовували установку ВШГПН-1, виготовлену в ІЕЗ ім. Є.О. Патона за прототипом НІРОJET 2700М (Metallizing Equipment Co. Pvt. Ltd., Індія). Технологічні параметри ПН та ВШГПН наведено в табл. 2, 3.

Для дослідження порошків і напилених покриттів застосовували методи металографії, мікродюрометрії та рентгеноструктурного фазового аналізу (РСФА).

Для дослідження структури порошків і напилених покриттів застосовували оптичний мі-

Таблиця 2. Технологічні параметри ПН покриттів з порошку системи TiC-TiAl

Параметр	Величина
Сила струму, А	600
Напруга, В	40
Витрата плазмоутворюючого газу Ar/N ₂ , л/хв	30
Пропорції плазмоутворюючого газу Ar/N ₂ , %	80/20
Витрата транспортуючого газу N ₂ , л/хв	5
Витрата порошку, кг/год	1,4
Дистанція напилення, мм	100

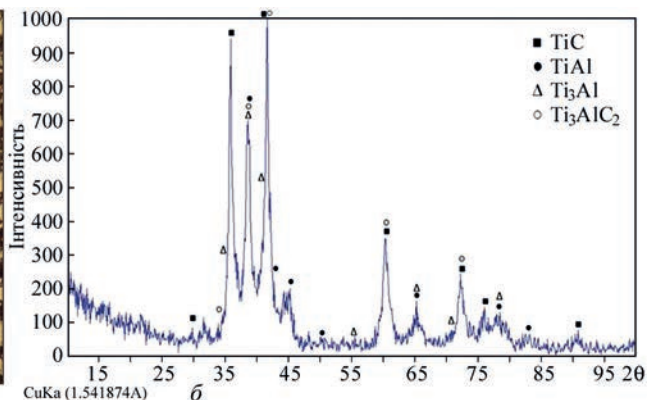
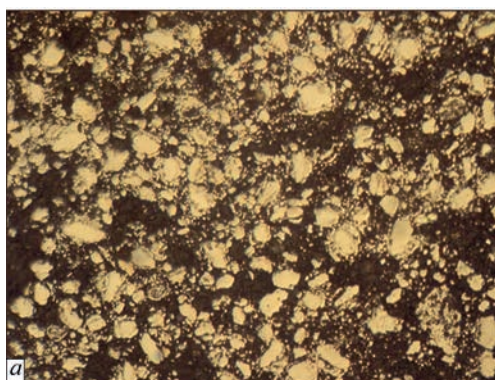


Рис. 2. Мікроструктура (×400) (а) та рентгенограма (б) МХС-порошку TiC-TiAl

Таблиця 3. Технологічні параметри ВШГПН покриттів з порошку системи TiC-TiAl

Параметр	Величина
Витрата пального газу CH ₄ , л/хв	28
Тиск пального газу CH ₄ , атм	5,5
Витрата кисню, м ³ /год	4
Тиск кисню, атм	8
Витрата повітря, м ³ /год	15
Тиск повітря, атм	5
Витрата транспортуючого газу, л/хв	20
Тиск транспортуючого газу, атм	5
Дистанція напилення, мм	140

роскоп Neophot-32 з пристосуванням для цифрового фотографування. Для кількісного аналізу вмісту в покриттях пор застосовували оптичну методику (метод аналізу зображення), яка полягає у визначенні площі, що припадає на виявлені пори, щодо всієї площі шліфа покриття. Цифрове зображення оброблялося програмою Image-Pro Plus, яка дозволяє вимірювати пористість (виділяючи вклучення, що відрізняються за кольором і яскравістю), визначати кількість і процентне відношення по площі.

Вимірювання мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3 при навантаженні 50 г. На кожному зразку проводили по 30–50 вимірювань з наступним визначенням середнього значення та побудови варіаційних кривих, які дозволяють визначити найімовірніші значення мікротвердості.

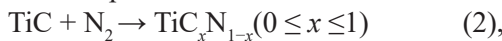
Дослідження фазового складу частинок порошку та покриття проводили за допомогою дифрактометра PANalytical X’Pert PRO з використанням CuKa1-випромінювання (λ = 0,15406 нм). Напруга на аноді трубки 45 кВ, струм 40 мА. Дифрактограми прописувалися з кроком 0,025° з часом набору в точці 1 с. Обробку даних дифрактометричних вимірювань проводили за допомогою програми High Score Plus.

Результати експерименту та їх обговорення. При проведенні обробки порошкової суміші TiC-TiAl в планетарному млині протягом 5 год внаслідок протікання процесів, що повторюються,

подрібнення частинок і «холодного» зварювання кінцевий продукт МХС являє собою композиційний порошок, який складається з частинок конгломератного типу розміром < 40 мкм (рис. 2, а).

Рентгенофазовим аналізом (рис. 2, б) встановлено, що отриманий МХС-порошок має багатофазну структуру, яка складається з вихідних компонентів (TiC, TiAl та Ti₃Al) та МАХ-фази Ti₃AlC₂ – продукту взаємодії вихідних компонентів.

Покриття, нанесене плазмовим методом МХС-порошку TiC-TiAl, за даними РСФА складається з фаз карбіду TiC і карбонітриду титану TiC_{0,2}N_{0,8}, інтерметалідних фаз TiAl, Ti₃Al, МАХ-фази Ti₃AlC₂, оксиду TiO₂ у двох модифікаціях рутила й анатаза та оксиду алюмінію Al₂O₃ (рис. 3, а). Внаслідок фазових перетворень, що протікають у порошок в процесі плазмового напилення, відбувається суттєве зниження в порівнянні з МХС-порошком інтенсивності піків, що відповідають інтерметалідним фазам TiAl, Ti₃Al та МАХ-фазі Ti₃AlC₂. Основними фазами в одержаному покритті є TiC і TiC_{0,2}N_{0,8}, причому інтенсивність піку TiC також дещо знижується відносно вихідного порошку, що свідчить про меншу кількість цієї фази в покритті, ніж у порошок. Наявність у покритті карбонітриду титану свідчить про взаємодію карбіду TiC з азотом газового середовища з протіканням реакції:

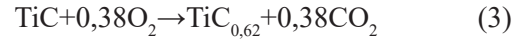


де *x* визначає співвідношення вуглецю та азоту в твердій фазі.

Формування оксиду титану може бути викликано реакцією взаємодії з киснем повітря титанової складової як карбіду TiC, МАХ-фази Ti₃AlC₂, так і алюмініду титану.

При напиленні порошок системи TiC-TiAl методом ВШГПН, на відміну від плазмового напилення, суттєвих фазових перетворень у процесі напилення не відбувається (рис. 3, б). Основною фазою в покритті є карбід титану нестехіометричного складу TiC_{0,62}, утворення якого є ре-

зультатом декарбуризації, тобто зменшення концентрації вуглецю у структурі карбіду титану (TiC). Цей процес зазвичай відбувається за умов, коли вуглець видаляється з решітки, утворюючи стехіометрію TiC_x, де *x* < 1, через взаємодію із зовнішнім середовищем. Вуглець у TiC може окиснюватися за присутності кисню, утворюючи газоподібні оксиди, такі як CO₂ (або CO) за реакцією:



У ВШГПН-покритті також присутні фази алюмініду титану TiAl, Ti₃Al, МАХ-фаза Ti₃AlC₂, які мають дещо нижчу інтенсивність піків фаз на рентгенограмі, ніж на рентгенограмі МХС-порошку. На відміну від плазмового напилення в покритті не відбувається утворення фази TiCN у зв'язку з меншим часом перебування частинок у напилюючому потоці за рахунок більшої швидкості польоту частинок при ВШГПН і, відповідно, меншим часом взаємодії з газовим середовищем частинок порошок карбіду титану. Під час напилення відбувається лише незначне окиснення титанової складової з утворенням у покритті діоксиду титану TiO₂ модифікації рутил.

Зниження відносно МХС-порошку кількості МАХ-фази Ti₃AlC₂ у ПН і ВШГПН-покриттях системи TiC-TiAl є наслідком її окиснення та розкладання під впливом високих температур. Це – багатостадійний процес, який містить в собі деградацію структури, взаємодію з киснем та утворення оксидних продуктів. На першому етапі при температурах 600...800 °С відбувається окиснення Al, бо він є найбільш реакційноздатним елементом у системі та окиснюється першим, утворюючи оксид алюмінію. Оксид алюмінію вступає в ролі захисного шару, який обмежує подальшу реакцію та частково уповільнює подальше окиснення. На другому етапі при температурах 800...1000 °С відбувається деградація структури МАХ-фази через вивільнення (втрату) алюмінію. Залишкові титан і вуглець утворюють карбід ти-

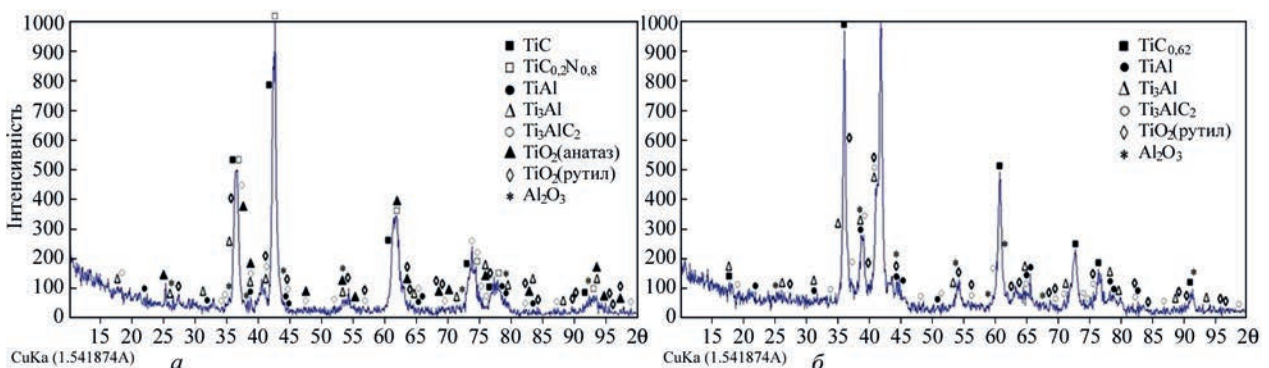


Рис. 3. Рентгенограми покриттів, одержаних напиленням МХС-порошку TiC-TiAl методами плазмового (а) та високошвидкісного газополуменевого напилення (б)

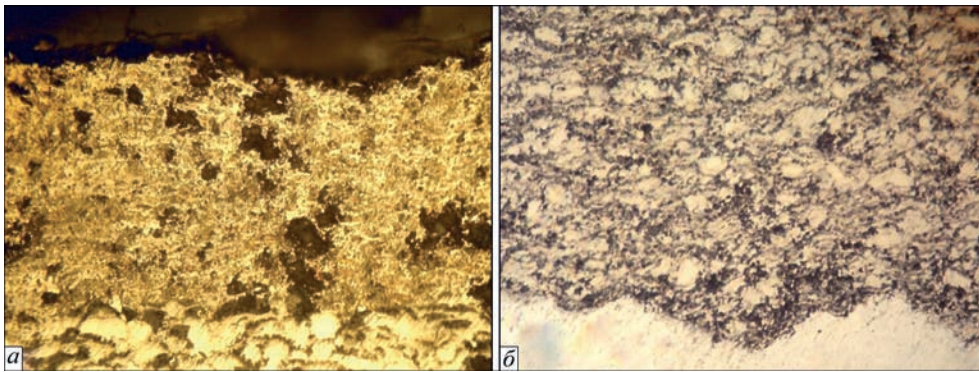


Рис. 4. Мікроструктура ($\times 400$) покриттів, одержаних напыленням МХС-порошку TiC-TiAl методами плазмового (а) та високошвидкісного газополуменевого напылення (б)

тану TiC, який в подальшому взаємодіє з киснем, утворюючи діоксид титану TiO_2 і газоподібний CO_2 (або CO). При температурі $> 1000\text{ }^\circ C$ відбувається активне окиснення карбіду титану та утворення стабільних фаз TiO_2 (рутил або анатаз залежно від температури) і Al_2O_3 (корунд). Повна реакція окиснення Ti_3AlC_2 у кисневому середовищі наступна:



Результати дослідження структури плазмового покриття системи TiC-TiAl показали, що воно має тонколамелярну гетерогенну структуру (рис. 4, а). Ламелі покриття мають різний колір забарвлення – від світложовтого до темнокоричневого (колір оксидів). Більш насичений жовтий колір ламелей у покритті відповідає, вірогідно, фазі TiCN.

У покритті присутні дефекти у вигляді пор та викрихчувань у кількості $\sim 15\%$. Викрихчування в покритті можуть виникати через недостатній вміст у них пластичної металевої матриці, а під час підготовки зразків для дослідження мікроструктури тверді частинки карбідів і карбонітридів титану, твердість яких може складати $20...32$ ГПа [20], випадають із покриття через низьку когезійну міцність.

Структура ВШГПН-покриття системи TiC-TiAl має структуру з незначним ступенем ламелярності (рис. 4, б). Покриття переважно сформоване із нерозплавлених частково деформованих частинок,

що свідчить про те, що тугоплавкі частинки порошку в процесі короткого часу перебування частинки у струмені не встигають отримати необхідну теплову енергію, пройти стадію плавлення, необхідну для нагріву частинок порошку та отримання пластичності. Тому за рахунок високої швидкості польоту частина частинок порошку попадає у покриття в твердому стані. Структура нерозплавлених частинок подібна до частинок вихідного порошку. При цьому пористість покриття не перевищує 1% .

Середня мікротвердість плазмового покриття становить 4390 ± 920 МПа. Багатофазність у покритті підтверджується побудованою за значеннями мікротвердості варіаційної кривої та присутністю на ній 3-х піків на кривій, які відповідають значенням $3650, 5050$ і 6450 МПа (рис. 5, а).

Середня мікротвердість ВШГПН-покриття складає 3810 ± 840 МПа. На варіаційній кривій присутні три основних піки значень мікротвердості, які відповідають значенням $3000, 4000, 5500$ МПа (рис. 5, б). Значення мікротвердості на цих піках відповідають сполукам алюмінідів титану $TiAl, Ti_3Al$ ($3500...4700$ МПа [21] і ~ 5000 МПа [22] відповідно) та МАХ-фазі Ti_3AlC_2 ($2200...3460$ МПа [23]). Відсутність на варіаційних кривих покриттів обох типів виражених піків значень мікротвердості, які відповідали б значенням твердості карбіду та карбонітриду титану

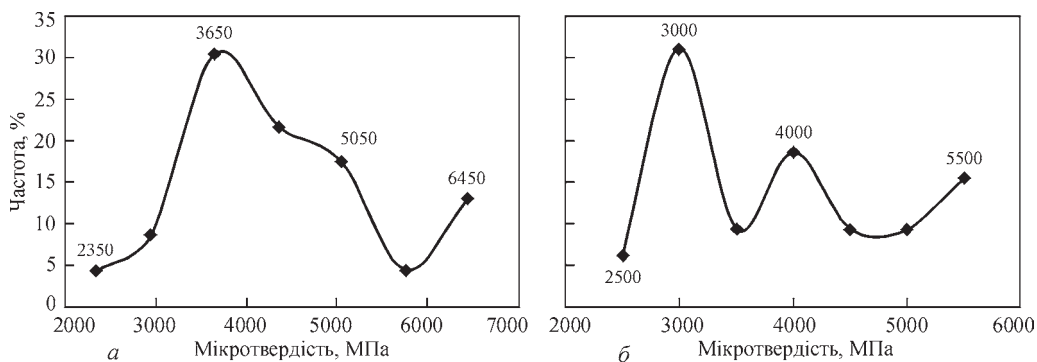


Рис. 5. Варіаційні криві розподілу значень мікротвердості покриттів, одержаних напыленням МХС-порошку TiC-TiAl методами плазмового (а) та високошвидкісного газополуменевого напылення (б)

(20000...32000 МПа), свідчить про рівномірність розподілу цих сполук у перерізі покриттів у вигляді дрібних включень.

Висновки

Методом механохімічного синтезу з використанням суміші вихідних порошків TiAl та TiC, склад якої розраховано на одержання в кінцевому продукті МАХ-фази Ti_3AlC_2 , отримано композиційний порошок, який має конгломератну багатофазну структуру, з наявністю фаз вихідних компонентів суміші та їх продукту взаємодії – МАХ-фази Ti_3AlC_2 .

Покриття, одержані методом плазмового наплення, мають тонкошарову гетерогенну структуру. Встановлено суттєву трансформацію фазового складу порошку в процесі наплення під впливом високих температур і газового середовища, зокрема формування карбонітридної фази $TiC_{0,2}N_{0,8}$, оксидів титану й алюмінію та зменшення вмісту МАХ-фази.

Покриття, нанесені методом високошвидкісного газополуменевого наплення, мають структуру, сформовану із частково нерозплавлених частинок з низьким ступенем ламелярності. Фазовий склад покриття несуттєво відрізняється від фазового складу МХС-порошку, що свідчить про обмежені фазові перетворення під час наплення завдяки меншому часу взаємодії частинок порошку з газовим середовищем.

В обох типах покриттів спостерігається зниження вмісту МАХ-фази Ti_3AlC_2 порівняно з вихідним порошком, що зумовлено її термічною деструкцією та окисненням під час наплення. За зміною інтенсивності піків, які відповідають МАХ-фазі, це зниження складає ~ 88 % при ПН і ~ 52 % при ВШГПН.

Середня мікротвердість покриттів становить 4390 ± 920 МПа для ПН і 3810 ± 840 МПа для ВШГПН. Варіаційні криві мікротвердості підтверджують багатофазність покриттів, а відсутність на кривих окремих піків, які б відповідали високотвердим включенням карбідних складових, свідчить про їх рівномірний розподіл у структурі покриттів.

Список літератури/References

- Dahlqvist, M., Barsoum, M. W., Rosen J. (2024) MAX phases – Past, present, and future. *Materials Today*, **72**, 1–24. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2023.11.010>
- Radovic, M., Barsoum, M. W. (2013) MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics. *American Ceramic Society Bulletin*, **92**(3), 20–27.
- Li, X., Xie, X., Gonzalez-Julian, J., Malzbender, J., Yang, R. (2020) Mechanical and oxidation behavior of textured Ti_2AlC and Ti_3AlC_2 MAX phase materials. *J. of the European*

- Ceramic Society*, **40**(15), 5258–5271. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.07.043>
- Li, X., Zheng, L., Qian, Y., Xu, J., Li, M. (2017) Effects of high temperature oxidation on mechanical properties of Ti_3AlC_2 . *J. Mater. Sci. Technol.* **33**(6), 596–602. DOI: [10.1016/j.jmst.2016.05.004](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.05.004).
- Wei, L., Liu, J., Wu, X. et al. (2019) In situ fabrication of Ti–Al/ Ti_2AlC composite by hot-press sintering. *J. of Alloys and Compounds*, **813**, 52220. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152200>
- Wang, P., Bingchu, M., Xiaolin H. et al. (2007) Fabrication of Ti_3AlC_2 by spark plasma sintering from elemental powders and thermodynamics analysis of Ti–Al–C system. *J. of wuhan university of technology-Mater. Sci. Ed.*, **22**(2), 325–328. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11595-006-2325-x>.
- Xie X., Yang R., Cui Y. et al. (2020) Fabrication of textured Ti_3AlC_2 lamellar composites with improved mechanical properties. *J. of Material Science and Technology*, **38**, 86–92. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.05.070>
- Sadeghi, E., Karimzadeh, F., Abbasi, M.H. (2013) Thermodynamic analysis of Ti–Al–C intermetallics formation by mechanical alloying. *J. of Alloys and Compounds*, **576**, 317–323. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.05.196>
- Edrisi, A., Aghajani, H., Seyedein, S.H. et al. (2024) Synthesis of high purity Ti_3AlC_2 MAX phase by combustion method through thermal explosion mode: Optimization of process parameters and evaluation of microstructure. *Ceramics International* [Preprint]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.09.431>
- Eklund, P., Beckers, M., Jansson, U. et al. (2010) The Mn+1AX_n phases: Materials science and thin-film processing. *Thin Solid Films*, **518**(8), 1851–1878. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.07.184>
- Вігілянська Н.В., Філоненко Д.В., Ющенко А.О., Сендеровскі Ц., Гривель Ж.-К. (2024) Газотермічне наплення покриттів, що містять мах-фазу Cr_2AlC (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **1**, 51–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.01.06>
- Vihilianska, N.V., Filonenko, D.V., Yushchenko, A.O., Senderowski, C., Grivel, J.-C. (2024) Thermal spraying of coatings, containing Cr_2AlC max-phase (Review). *Автоматичне Зварювання*, **1**, 51–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.01.06>
- Вігілянська Н., Янцевиц К., Олевська Л. та ін. (2024) Формування покриттів на основі МАХ-фази Ti_3SiC_2 в умовах газотермічних методів нанесення (Огляд). *Вісник КрНУ імені Михайла Остроградського*, **4**(147), 135–142.
- Vihilianska, N., Yantsevich, K., Olevska, L. et al. (2024) Formation of coatings based on MAX phase Ti_3SiC_2 under gas-thermal deposition methods (Review). *Вісник КрНУ імені Михайла Остроградського*, **4**(147), 135–142.
- Frodelius, J., Sonestedt, M., Björklund, S. et al. (2008) Ti_3AlC_2 coatings deposited by High Velocity Oxy-Fuel spraying. *Surface and coatings technology*, **202**(24), 5976–5981. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.06.184>
- Sonestedt, M., Frodelius, J., Palmquist, J.-P. et al. (2010) Microstructure of high velocity oxy-fuel sprayed Ti_3AlC_2 coatings. *J. of Materials Science*, **45**(10), 2760–2769. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4263-4>
- Zhang, Z., Lim, S. H., Chai, J. et al. (2017) Plasma spray of Ti_3AlC_2 MAX phase powders: Effects of process parameters on coatings properties. *Surface and coatings technology*, **325**, 429–436. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.07.006>
- Yu, H., Suo, X., Gong, Y. et al. (2016) Ti_3AlC_2 coatings deposited by liquid plasma spraying. *Surface and coatings technology*, **299**, 123–128. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.04.076>
- He, W., Li, J., Liu, K. (2024) Ti_3AlC_2 -modified NiCrAlY as a metallic bond coat for thermal barrier coatings: a study on high-temperature oxidation resistance. *J. of physics: conference series*, **2808**, 012009. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2808/1/012009>
- Huang, J., Chen, W., Lü, K. et al. (2024) Self-healing and thermal stability of $LaMgAl_{11}O_{19}$ - Ti_3AlC_2 composites for

- high-temperature abrasable applications. *Coatings*, 14(8), 938. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings14080938>
19. Li, Q., Yuan, X., Xu, H. (2019) Microstructure and fracture toughness of *in-situ* nanocomposite coating by thermal spraying of Ti₃AlC₂/Cu powder. *Ceramics International*, 45(10), 13119–13126. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.03.246>
 20. Matthews, A., Leyland, S. (1995) ASM Engineered Materials Reference Book. Second Edition. Michael Bauccio (Ed.). ASM International, Materials Park, OH, 1994 Hard Coatings for Tribological Applications. *Surface and Coatings Technology*, 71, 71–78.
 21. Cui, N., Wu, Q., Yan, Z., Zhou, H., Wang, X. (2019) The microstructural evolution, tensile properties, and phase hardness of a TiAl alloy with a high content of the β Phase. *Materials*, 12(17), 2757. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12172757>
 22. Li, K., Wang, X., Chen, H., Huang, X., Zhu, G., Tu, G. (2023) Fabrication of Ti₃Al-based intermetallic alloy by laser powder bed fusion using a powder mixture. *Materials*, 16(7), 2699. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16072699>
 23. Wang, X.H., Zhou, Y.C. (2010) Layered machinable and electrically conductive Ti₂AlC and Ti₃AlC₂ ceramics: a review. *J. of materials science and technology*, 26(5), 385–416. DOI: [https://doi.org/10.1016/s1005-0302\(10\)60064-3](https://doi.org/10.1016/s1005-0302(10)60064-3)

FORMATION OF COATINGS CONTAINING Ti₃AlC₂ MAX PHASE BY DEPOSITION OF TiC-TiAl POWDER BY PLASMA AND HIGH-VELOCITY OXY-FUEL SPRAYING METHODS

N.V. Vihilianska¹, T.V. Tsymbalista¹, P.P. Grishchenko¹, A.P. Murashov¹, O.Y. Gudymenko²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: pewinataliya@gmail.com

²V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics of the NAS of Ukraine. 45 Nauky Ave., 03028, Kyiv, Ukraine.

E-mail: gudymen@ukr.net

The work investigated the formation of coatings containing the MAX phase Ti₃AlC₂ by plasma and high-velocity oxy-fuel spraying using TiC-TiAl powder. The composite powder was produced by processing a powder mixture of the initial components TiAl and TiC in a planetary mill for 5 h, resulting in the formation of a powder with conglomerate-type particles containing the phases of the initial components and the target MAX phase Ti₃AlC₂. Coatings produced by plasma and high-velocity oxy-fuel spraying methods were investigated using X-ray phase analysis, optical microscopy and microdurometry. It was found that during plasma spraying, due to the intensive interaction of powder particles with the gas environment and high-temperature process conditions, the formation of titanium carbonitride TiC_{0.2}N_{0.8} and a significant decrease in the content of the MAX phase Ti₃AlC₂ relative to the powder are observed in the coating. The coatings have a lamellar structure with high (~ 15 %) porosity and microhardness of 4390 ± 920 MPa. At high-velocity oxy-fuel spraying, due to the lower thermal load compared to the plasma spraying method, the coating retains most of the original phase composition of the powder. The coating structure is less lamellar and denser (porosity does not exceed 1 %), contains unmelted and partially melted deformed particles, and the average microhardness is 3810 ± 840 MPa. 23 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

Keywords: coating, plasma spraying, high-velocity oxy-fuel spraying, MAX phase, phase composition, structure, microhardness

Отримано 07.08.2025

Отримано у переглянутому вигляді 07.11.2025

Прийнято 10.12.2025



ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ БІОСУМІСНИХ ПОКРИТТІВ З ПОРОШКУ ГІДРОКСИАПАТИТУ, ЛЕГОВАНОГО СРІБЛОМ, МЕТОДОМ МІКРОПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ

С.М. Калюжний¹, С.Ю. Максимов¹, С.Г. Войнарович¹, О.М. Кислиця¹, Н.В. Ульянович²,
В.В. Коломієць², В.М. Теплоук¹, Н.В. Прохоренкова³

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: 14dep_pwi@ukr.net

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ. 03142, м. Київ, вул. Омеляна Прицака, 3.
E-mail: dir@ipms.kyiv.ua

³Школа архітектури, будівництва та енергетики, Східно-Казахстанський технічний університет ім. Д. Серікбаєва, 070004, м. Усть-Каменогорськ, вул. Протозанова, 69, Казахстан. E-mail: kense@edu.ektu.kz

У роботі досліджено формування біокерамічних покриттів із гідроксиапатиту (ГА), легованого сріблом (ГА+Ag), методом мікроплазмового напилення (МПН) на титанові підкладки. Проаналізовано вплив технологічних параметрів МПН (сила струму, витрата плазмоутворюючого газу, дистанція напилення) та розмір частинок порошку на ступінь розплавлення частинок, морфологію поверхні та фазовий склад покриттів. Встановлено, що за оптимізації режимів МПН в аргонному мікроплазмовому струмені можливо керувати термічним розкладанням ГА та співвідношенням кристалічної й аморфної фази під час формування покриття ГА+Ag. Доведено, що отримані методом МПН покриття ГА+Ag проявляють антибактеріальну активність щодо *Escherichia coli*, *Staphylococcus aureus* та *Pseudomonas aeruginosa*: вони повністю пригнічують зростання кишкової палички та суттєво знижують життєздатність інших протестованих мікроорганізмів. Покриття ГА+Ag на підшарі з цирконію продемонстрували адгезійну міцність, яка перевищує 15 МПа, що є достатнім показником для застосування отриманих покриттів на поверхнях імплантатів. Отримані результати підтверджують ефективність використаного методу МПН та перспективність його застосування для створення економічних, технологічно оптимальних і біофункціональних покриттів на титанових імплантатах. Бібліогр. 38, табл. 2, рис. 5.

Ключові слова: мікроплазмове напилення, біосумісне покриття, легований сріблом гідроксиапатит, сплет-тест, фазовий склад покриттів

Вступ. Застосування металевих імплантатів у ортопедії та стоматології супроводжується низкою проблем, пов'язаних із забезпеченням їхньої остеоінтеграції та довготривалої стабільності в організмі.

Одним із найефективніших підходів до підвищення остеоінтегративних властивостей біоінертних титанових сплавів є модифікація їхньої поверхні шляхом нанесення біокерамічних покриттів на основі гідроксиапатиту (ГА ($\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$) — основного мінерального компонента кісткової тканини [1].

Гідроксиапатитові покриття сприяють формуванню міцного та стабільного контакту між імплантатом і кістковою тканиною, прискорюють процес остеоінтеграції, а також знижують ризик вивільнення іонів металів зі сплаву в навколишню тканину, що зменшує ймовірність виникнення цитотоксичних реакцій [2].

Однак такі покриття не усувають проблему бактеріальних інфекцій, які й надалі залишають-

ся однією з провідних причин післяопераційних ускладнень [3].

Сучасні дослідження зосереджені на створенні стратегій антибактеріального захисту поверхні імплантатів із пролонгованою дією. Перспективним рішенням є легування ГА-покриттів іонами металів із вираженою антимікробною активністю, зокрема сріблом, що дозволяє значно зменшити ризик розвитку інфекцій без необхідності системного застосування антибіотиків [4, 5].

Для формування ГА-покриттів використовують різні методи: золь-гель синтез, плазмове та лазерне напилення, імпульсне та електрофоретичне осадження, біоміметичні підходи, мікродугове оксидування, RF- та мікрохвильове напилення, електроспінінг, піроліз розпиленням, а також їх комбінації [6–8]. Найбільшого поширення набув метод плазмово-дугового напилення завдяки відносно низькій вартості, технологічності та можливості нанесення покриттів на вироби складної форми. Важливо, що саме ця технологія схвалена FDA (Food and Drug

Калюжний С.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8132-3930>, Максимов С.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-5788-0753>,
Войнарович С.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-4329-9255>, Кислиця О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8894-4660>,
Ульянович Н.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8806-0280>, Коломієць В.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2322-7091>,
Теплоук В.М. – <https://orcid.org/0009-0009-9587-0327>, Прохоренкова Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-5987-6929>

© С.М. Калюжний, С.Ю. Максимов, С.Г. Войнарович, О.М. Кислиця, Н.В. Ульянович, В.В. Коломієць, В.М. Теплоук, Н.В. Прохоренкова, 2025

Administration, США) для створення ГА-покриттів на медичних імплантатах [9, 10].

Разом з тим традиційне плазмово-дугове напилення має низку обмежень. Екстремальні термічні умови процесу (температура плазмового струменя сягає 10 000...15 000 °K), а також відмінність коефіцієнтів термічного розширення металевої основи й керамічного покриття зумовлюють появу залишкових напружень, розтріскування та зниження адгезії [11]. У зв'язку з цим інтенсивного розвитку набуває технологія мікроплазмового напилення (МПН), яка дає змогу істотно знизити тепловий вплив на основу [12–15].

Ключова перевага МПН полягає у використанні ламінарного мікроплазмового струменя з протяжною високотемпературною зоною, що забезпечує рівномірне прогрівання частинок порошку та знижує ризик їх перегрівання чи розкладання. Використання аргону як плазموутворюючого газу додатково мінімізує термічні градієнти всередині частинок. Нижча тепла потужність мікроплазмового струменя дозволяє наносити покриття навіть на вироби малих розмірів та з тонкими стінками без ризику їх деформації.

На сьогодні значна кількість досліджень присвячена моделюванню та аналізу впливу технологічних параметрів (потужності плазмотрона, дистанції напилення, складу та витрати плазموутворюючого газу, транспортування порошку) на властивості отриманих покриттів [16–18].

Як відомо, термічне напилення передбачає осадження розплавлених або напіврозплавлених частинок на шорстку поверхню основи. При зіткненні вони деформуються, утворюючи сплети, які швидко тверднуть і формують шар покриття. Характер взаємодії частинок з основою впливає на їх адгезію, а подальше нарощування шарів формує мікроструктуру покриття [19]. Такі властивості, як

пористість і міцність зчеплення, безпосередньо залежать від характеристик окремих сплетів [20]. Тому дослідження механізмів їхнього формування має важливе значення для оптимізації технології.

Попри численні теоретичні, аналітичні та експериментальні роботи, процес формування сплетів під час створення покриттів із гідроксиапатиту, легованого сріблом (ГА+Ag), методом МПН залишається недостатньо вивченим.

Метою даної роботи було дослідження впливу технологічних параметрів мікроплазмового напилення та розміру частинок порошку на стан частинок порошку ГА+Ag під час їхнього зіткнення з основою, а також аналіз фазових перетворень у покриттях і визначення їхніх антибактеріальних властивостей.

Матеріали, обладнання та методики проведення експерименту. У якості напилювального матеріалу були використані керамічні порошки гідроксиапатиту, легованого сріблом (2 %) (Центр науково-технічних рішень «БІОМАТТЕХ», Україна), високої чистоти (> 99 %) з розміром частинок 40...63 та 80...100 мкм. Порошки отримували методом хімічного осадження з солей кальцію (нітрат кальцію тетрагідрат) та амонію (діамоній фосфат), з подальшим старінням, промиванням, відділенням і сушінням утвореного осаду, а також його наступною механічною та термічною обробкою. Частинки порошку мають переважно осколкову форму (рис.1, а), проте завдяки операції обкатки кути багатьох частинок згладжені (рис.1, б), що забезпечило їм достатню текучість – 68...75 с/50 г .

Результати аналізу фазового складу порошків ГА+Ag показано на рис. 2.

Фазовий склад порошку є повністю кристалічним $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$, із співвідношенням Ca/P-1,67. Перевірка текучості порошків ГА за умов

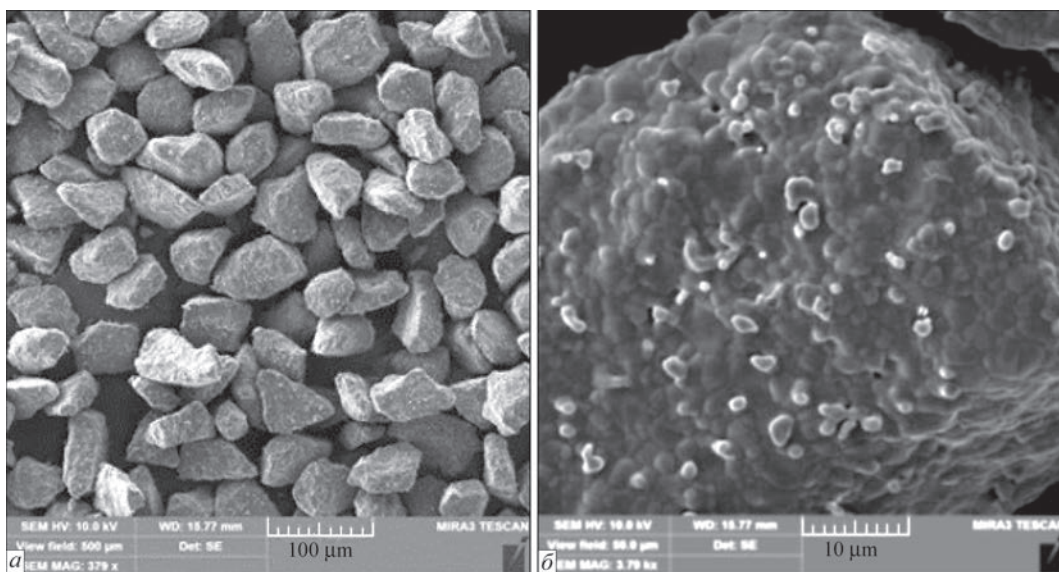


Рис. 1. Зовнішній вигляд частинок порошку ГА+Ag фракцією 40...63 мкм

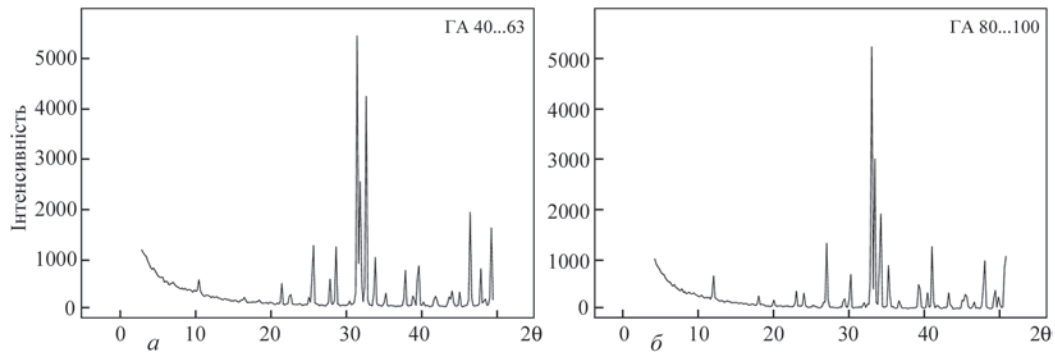


Рис. 2. Результати РФА порошків ГА+Ag: а – фракції 40...63 мкм та б – фракції 80...100 мкм

роботи порошкового дозатора, яким комплектується установки МПН-004, показала, що отримані порошки мають достатню текучість для забезпечення стабільного та відтворюваного процесу напilenня.

Для проведення експериментів із розпилення порошків ГА+Ag використовували установку мікроплазмового напilenня МПН-004, яка укомплектована мікроплазмотроном виробництва Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [21]. Докладніше про особливості процесу мікроплазмового напilenня біосумісних покриттів із гідроксиапатиту описано у попередній роботі [22].

Для вивчення впливу параметрів режиму МПН, таких як сила струму (I , А), витрата плазмоутворюючого газу ($Q_{пл}$, л/хв), дистанція напilenня (H , мм) і фракція порошку (обрано їх середній розмір (D_v , мкм)) на розплавлення частинок порошку ГА+Ag, було використано методику «сплет-тесту». Значення параметрів режимів напilenня обрано згідно з планом експерименту, який був побудований за допомогою методу математичного планування із застосуванням матриці 2^{4+1} (табл. 1).

Отримання сплетів проводили за допомогою переміщення скляних пластин розміром $75 \times 25 \times 2$ мм у площині, перпендикулярній до осі мікроплазмового струменя. Як результат, було закріплено на скляній основі поодинокі деформовані при контакті з її поверхнею частинки матеріалу, що напильюється, у вигляді сплетів. Візуальний аналіз зовнішнього вигляду сплетів був проведений за допомогою фотозйомки цифровим фото-

Таблиця 1. Матриця для дослідження впливу параметрів режиму МПН на стан частинок порошку (ГА+Ag) при напilenні

№ режиму	I , А	$Q_{пл}$, л/хв	H , мм	D_v , мкм
1	45	2	160	90
2	45	2	80	50
3	45	1	160	50
4	45	1	80	90
5	35	2	160	50
6	35	2	80	90
7	35	1	160	90
8	35	1	80	50

апаратом Nikon D40x (Nikon Corporation, Японія), закріпленим на мікроскопі Unitron Versamet 2 (Unitron Inc., США). За зовнішнім виглядом і структурою закріплених на основі частинок порошку у вигляді сплетів проведено їхню класифікацію та аналіз стану, в якому перебувала частинка при зіткненні з основою.

Структуру та елементний склад зразків вивчали на поперечних шліфах. Підготовку перерізів здійснювали шляхом поетапного шліфування й полірування за стандартними процедурами із застосуванням обладнання та витратних матеріалів компанії Struers (Данія). Мікроструктурні дослідження проводили на растровому електронному мікроскопі CamScan S4 (Cambridge Scanning Company Ltd., Великобританія) у режимі пружно-відбитих електронів (фазовий контраст) при прискорювальній напрузі 20 кВ. Елементний склад аналізували методом рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) за допомогою енергорозсіювального детектора Oxford Link Pentafet 5518 EDS та програмного комплексу INCA 4.05. Калібрування детектора здійснювали по кобальту при напрузі 20 кВ. Вимірювання проводили при 20 кВ. Абсолютна похибка методу при кількісному аналізі не перевищує 5 %, за наявності калібрівочного зразка – 2,5 %. Похибка розрахунку елементів з отриманих спектрів залежить від шорсткості поверхні, часу набору спектра, хімічного елемента та складає 0,15...0,85 %.

Рентгенографічне дослідження порошків і покриттів проводили методом ширококутової рентгенівської дифракції із застосуванням дифрактометра XRD-7000 (Shimadzu, Японія), рентгенооптичну схему якого реалізовано шляхом пропускання первинного пучка через зразок із використанням випромінювання $CuK\alpha$ ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$). При аналізі отриманих дифрактограм визначали вміст кристалічної фази $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$, а також домішки інших кристалічних або аморфних фаз. Як основу використовували пластини із титану марки BT1-00 розміром 10×10 мм.

Антибактеріальну активність покриття з ГА+Ag щодо патогенів *Pseudomonas aeruginosa*, *Staphylococcus aureus* та *Escherichia coli* оцінювали згідно з ДСТУ ISO 18593-2006 на базі ДП «Науковий

центр превентивної токсикології, харчової та хімічної безпеки ім. академіка Л.І. Медведя» МОЗ України.

Результати досліджень та їх обговорення.

Використовуючи підхід, що передбачає виокремлення трьох характерних зон у поперечному перерізі частинки ГА, які формуються під час її нагрівання та плавлення в плазмовому струмені — нерозплавлене кристалічне ядро, шар розплавленого стехіометричного ГА та зовнішній перегрітий шар із продуктами термічного розкладання [23, 24], було проведено аналіз зображень сплетів, отриманих у ході експерименту. У результаті виокремлено три характерні типи сплетів, зовнішній вигляд яких наведено на рис. 3.

Аналіз впливу технологічних параметрів (сила струму, витрата плазмоутворюючого газу, дистанція напылення) та розмір частинок порошку показав, що повне розплавлення матеріалу відбувається на всіх режимах МПН, окрім № 7 (табл. 1). Це зумовлено використанням у режимі № 7 мінімального значення сили струму в поєднанні з частинками великого розміру (ГА+Ag), що не забезпечило їх повного плавлення. Крім того, збільшена дистанція напылення спричинила передчасне охолодження поверхні частинок поза зоною мікроплазмового струменя та часткове затвердіння рідкої фази, внаслідок чого на поверхні основи залишалися незначна кількість рідкої фази (рис. 3, режим № 7).

При режимі № 2, навпаки, спостерігалось формування перегрітих сплетів із характерною наявністю рідкої фази у вигляді крапель навколо них. Це пояснюється комбінацією параметрів МПН: високим значенням сили струму (45 А), мінімальною дистанцією напылення (80 мм) та відносно малими за розміром частинками (50 мкм).

Найменш перегрітими виявилися сплети, отримані при параметрах режиму № 6, де сила струму становила 35 А, витрата плазмоутворюючого газу — 2 л/хв, дистанція напылення — 80 мм, розмір частинок — 90 мкм. За таких умов температура

мікроплазмового струменя була нижчою, що зменшувало ймовірність перегріву, а більші частинки зазнавали меншого прискорення та деформації, формуючи дископодібні сплети.

Відомо, що форма сплету безпосередньо впливає на адгезію покриття. Для термічних методів нанесення реалізуються три механізми зв'язку: хімічний, фізичний і механічний, причому домінує останній [25–28]. Оскільки сплет є елементарним осередком нарощування шару, то якість його зчеплення з підкладкою визначає адгезійну міцність усього покриття. Центральна дископодібна частина сплету повинна мати щільний контакт з основою, чому сприяє перпендикулярна дія динамічного тиску частинки. Натомість бризки та фрагменти, що розлітаються паралельно поверхні, закріплюються слабше і можуть стати «слабкою ланкою» у структурі покриття.

Інтенсивне нагрівання частинок ГА у плазмовому струмені та подальше їхнє швидке охолодження на основі провокують структурні та фазові перетворення: дегідроксильовані фази (оксигідроксиапатит — ОГА, трикальційфосфат — ТКФ, тетракальційфосфат — ТТКФ) та аморфний фосфат кальцію (АФ) [29]. Оскільки швидкість резорбції цих фаз у фізіологічному середовищі перевищує таку для стехіометричного ГА, їхній надлишок може призвести до передчасної деградації покриття та порушення остеоінтеграції [30].

У низці робіт [31] показано, що ключовим фактором формування фазового складу є тепловміст плазмового струменя та теплопровідність плазмоутворюючого газу. Використання сумішей Ar/H₂ або Ar/He різко підвищує теплопровідність плазми та градієнт температур у частинці, що посилює фазовий розклад [32]. Так, критерій Біо (Bi) для оксидних керамік у Ar-плазмі становить 0,04...0,10, тоді як у H₂-плазмі зростає до 1,2...3,5 [33], що вказує на мінімальні температурні перепади саме в умовах Ar-плазми. Нега-

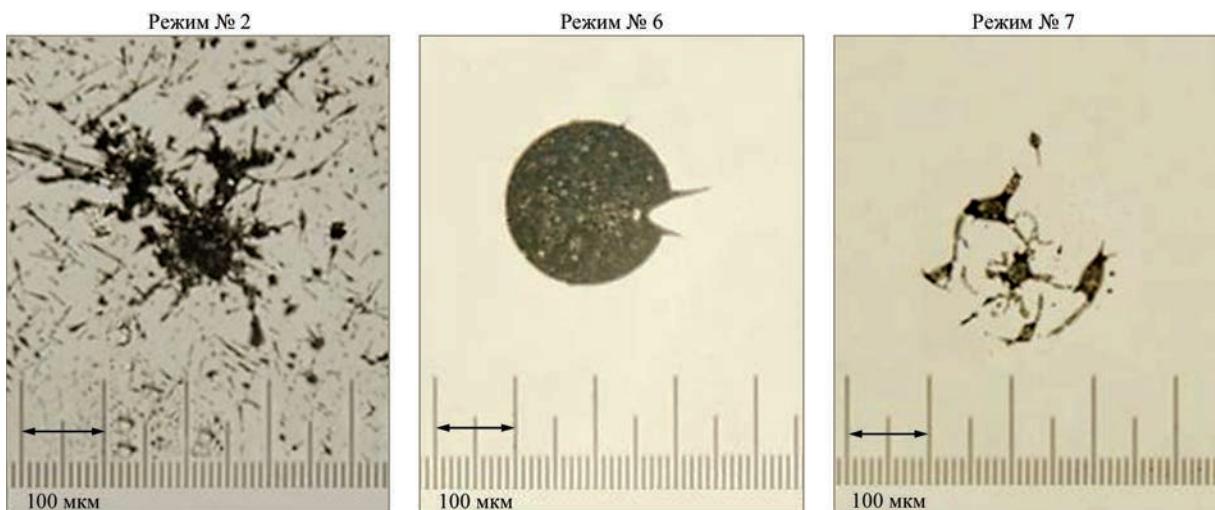


Рис. 3. Сплети частинок порошку (ГА +Ag) при різних режимах МПН

тивний вплив водню підтверджено експериментально [34]. Таким чином, застосування чистого аргону при мікроплазмовому напиленні забезпечує більш сприятливі теплові умови для зниження перегріву частинок і ступеня їхнього розкладання, а також сприяє формуванню сплетів більшої товщини та зменшенню аморфізації. Це дає змогу регулювати фазовий склад та оптимізувати біоактивність покриттів.

Отже, центральним завданням у розробці оптимальних покриттів є досягнення балансу між біосумісністю, яка забезпечується високою кристалічністю стехіометричного ГА, та покращеними механічними властивостями, що асоціюються з наявністю контрольованої кількості аморфної фази (зазвичай 10...15 %) [35].

На рис. 4 показано результати рентгенографічних досліджень отриманих покриттів. З рентгеновської дифрактограми для зразка, отриманого на режимі № 2, видно, що покриття складається з однофазного кристалічного гідроксиапатиту. Інтенсивні та вузькі дифракційні максимуми відповідають еталонним даним для гексагональної структури ГА. Сторонні кристалічні фази, зокрема продукти термічної дисоціації, не виявлено. Висока інтенсивність піків і низький рівень фону свідчать про високий ступінь кристалічності отриманого покриття.

Високу інтенсивність рефлексу $(00_2) / (00_2)$ (приблизно $2\theta \approx 25,8...26^\circ$), яка вища за зазвичай найсильніший рефлекс — біля $\approx 31,7...32^\circ$ (211) за стандартною карткою для ГА, можна пояснити преферованою орієнтацією кристалітів (*texture*), коли кристаліти орієнтовані таким чином, що їхня *c*-вісь паралельна поверхні покриття, тоді (00_1) -рефлекси (особливо (00_2)) посилюються відносно випадкового порошку.

Невеликий зсув піків вправо по 2θ означає, що кристалічна решітка стиснулася – стала компактнішою в тому напрямку, який дає даний рефлекс. Скоріше за все, це означає втрату OH^- з утворенням оксигідроксиапатиту, що змінює параметри та призводить до скорочення *d* у певних напрямках.

Таким чином, згідно з отриманою дифрактограмою, режим напилення № 2 забезпечив збере-

ження структури гідроксиапатиту. Це стало можливим завдяки короткому часу взаємодії частинок із мікроплазмовим струменем, що зумовлено малою дистанцією напилення, високою витратою плазмоутворюючого газу та інтенсивним витокотом струменя. Невеликий розмір частинок сприяв їхньому швидкому прискоренню, досягненню високої швидкості та осадженню на поверхні основи за мінімальний проміжок часу. У свою чергу, високе значення сили струму забезпечило їхнє повне розплавлення й закріплення на підкладці. Сукупність зазначених умов дала змогу сформувати покриття з однофазного кристалічного гідроксиапатиту.

Аналіз рентгеновської дифрактограми зразка, сформованого на режимі № 6, показав, що покриття має двофазний кристалічний гідроксиапатит, як основна фаза (85 %) та α -трикальційфосфат (α -ТКФ) у кількості 15 %. Усі наявні піки є гострими та чітко вираженими, що свідчить про високу ступінь кристалічності обох фаз у складі покриття. Підняття фону в області малих кутів ($10...25^\circ$) незначне, що вказує на малу кількість аморфної складової. Формування біорезорбованої фази α -ТКФ відбулося внаслідок часткової термічної дисоціації вихідного порошку ГА в умовах мікроплазмового струменя. Отримане двофазне покриття з високим ступенем кристалічності є перспективним для застосування в імплантології завдяки поєднанню стабільної основи ГА та біоактивної, більш розчинної фази α -ТКФ, але її наявність може призвести до зниження стійкості покриття в перспективі.

Двофазний склад покриття зразка, сформованого на режимі № 6, пояснюється низкою факторів. Значний розмір частинок порошку зумовлював їхнє менше прискорення в мікроплазмовому струмені, що подовжувало перебування у високотемпературній зоні та забезпечувало поступове нагрівання до повного розплавлення, попри мінімальні значення сили струму та нижчу температуру струменя. Використання малої дистанції напилення знижувало ризик затвердіння поверхневого шару розплаву, що сприяло фіксації частинок у процесі формування покриття у повністю розплавленому стані з мінімальною деформацією та забезпечувало збереження значної частки кристалічної фази гідроксиапатиту.

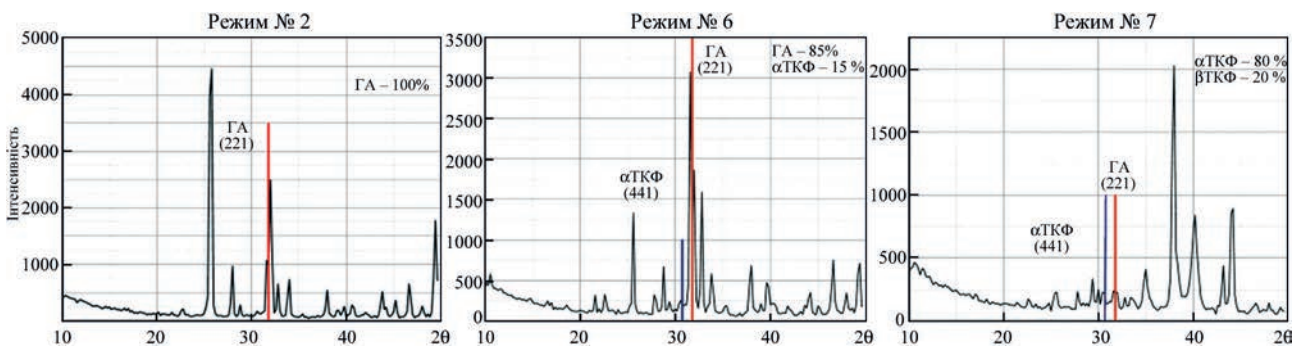


Рис. 4. Рентгенограми покриттів з ГА+Ag для режимів напилення МПН № 2, 6, 7 згідно з табл. 1.

Таблиця 2. Елементний склад Zr-ГА+ Ag покриття

Результати у масових величинах, %									
Номер спектра	C	O	Si	P	Ca	Zr	Ag	Nb	Загальний
спектр 1	9,94	43,48	1,29	15,41	29,14	–	0,75	–	100
спектр 2	–	5,14	–	–	–	91	–	3,86	100

Відповідно до рентгенівської дифрактограми зразка з покриттям, сформованим на режимі № 7, встановлено, що термічний вплив мікроплазмового струменя вирізняється мінімальним значенням сили струму, найбільшою дистанцією напилення та використанням частинок великого розміру, що призводило до розплавлення лише їхнього поверхневого шару. Такі частинки без достатньої кількості рідкої фази відсакували від основи. Таким чином, покриття формувалось з рідкого поверхневого шару, фазовий склад якого становить близько 80 % α -ТКФ та 20 % β -ТКФ. Наявність вираженого гало на дифрактограмі підтверджує присутність аморфної фази (АФ). Відомо, що гідроксиапатитові покриття, які містять певну частку аморфного фосфату кальцію, вирізняється підвищеною міцністю та зносостійкістю порівняно з їхніми повністю кристалічними аналогами [36]. Крім того, контрольоване розчинення АФ у фізіологічному середовищі може сприяти прискореному вивільненню іонів Ca^{2+} та PO_4^{3-} , що, в свою чергу, стимулює зростання кісткової тканини на ранніх етапах імплантації. Однак цей процес також може призвести до прискореної деградації покриття [37]. Таким чином, умови напилення на режимі № 7 забезпечують формування повністю біорезорбованих покриттів, що складаються виключно з різних поліморфних модифікацій трикальційфосфату.

У [38] продемонстровано ефективність методу мікроплазмового напилення при створенні біосумісних металокерамічних двошарових покриттів, що складаються з підшару цирконію (Zr) та верхнього шару ГА, призначених для нанесення на поверхні імплантатів із титанового сплаву. Випробування на адгезію показали, що двошарове покриття Zr-ГА демонструє міцність на відрив $28,0 \pm 4,2$ МПа, що перевищує мінімально допустимі значення –15 МПа (згідно зі стандартом ISO 13779-2), підтверджуючи ефективну механічну інтеграцію з основою. Біологічні дослідження засвідчили, що склад покриття впливає на проліферацію мезенхімальних стовбурових клітин, що підкреслює ключову роль хімічного складу і топографії поверхні у регуляції клітинної відповіді. Виходячи з наведених результатів нанесення гідроксиапатитового покриття (режим напилення № 2), нами було сформовано двошарове покриття Zr-ГА+Ag із використанням цирконію як підшару. Мікроструктуру отриманого покриття наведено на рис. 5.

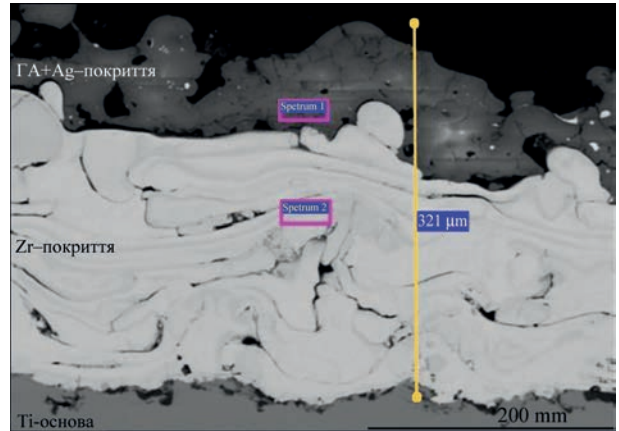


Рис. 5. СЕМ зображення мікроструктури покриття Zr-ГА+Ag, із показаними участками дослідження енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії

Результати аналізу енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (табл. 2) підтверджують хімічний склад системи з підшару на основі Zr та покриття ГА+Ag. У процесі досліджень також було встановлено, що під час формування покриттів методом МПН відбувається зниження концентрації срібла з 2 до 0,75 %. Це пояснюється випаровуванням активних частинок срібла, які входять до структури порошку ГА.

Вивчення антибактеріальних властивостей покриттів із ГА+Ag, отриманих методом МПН, щодо патогенів *Pseudomonas aeruginosa*, *Staphylococcus aureus* та *Escherichia coli* показало, що кількість життєздатних клітин досліджуваних мікроорганізмів після експозиції протягом 45 хв (у % від контрольного зразка) становила:

- *E. coli* (кишкова паличка) 0 %
- *S. aureus* (золотистий стафілокок) 46,6 %
- *P. aeruginosa* (синьогнійна паличка) 39,5 %.

Таким чином, можна зробити висновок, що покриття з гідроксиапатиту, легованого сріблом, отримані методом МПН, попри вплив високих температур, зберігають виражені антибактеріальні властивості. Це свідчить про їхню перспективність для запобігання бактеріальним ускладненням на поверхнях титанових імплантатів на ранніх стадіях після імплантації.

Висновки

1. Мікроплазмове напилення, завдяки малій потужності мікроплазмового струменя та використання чистого аргону як плазмоутворюючого газу, дає змогу формувати біокерамічні покриття з гідроксиапатиту, легованого сріблом, із мінімальним ризиком перегріву основи та розкладання ма-

теріалу, що напилюється, порівняно з традиційним плазмово-дуговим напиленням.

2. Доведено, що фазовий склад покриттів можна регулювати шляхом оптимізації режимів мікроплазмового напилення, що дозволяє мінімізувати утворення небажаних фаз (ТКФ, ТТКФ, СаО) та досягати оптимального співвідношення кристалічної та аморфної складових.

3. Згідно з аналізом дифрактограм покриттів із гідроксиапатиту (режим № 2) із такими технологічними параметрами мікроплазмового напилення: сила струму — 45 А, витрата плазموутворюючого газу — 2 л/хв, дистанція напилення — 80 мм, фракція порошку — 50 мкм, забезпечує збереження однофазної кристалічної структури гідроксиапатиту в покритті та може бути рекомендований для його отримання.

4. Антибактеріальні властивості покриттів GA+Ag підтверджено на патогенах: із повним пригніченням росту *E. coli* (до 0 %) та суттєвим зниженням життєздатності *S. aureus* (до 46,6 %) і *P. aeruginosa* (до 39,5 %), що вказує на доцільність використання таких покриттів для профілактики інфекційних ускладнень після імплантації.

5. Метод мікроплазмового напилення є економічною та універсальною технологією, придатною для нанесення покриттів при масовому виробництві титанових імплантатів малого розміру чи зі складною геометрією із заданими біосумісними й антибактеріальними властивостями.

Опубліковані результати були отримані в рамках реалізації проекту «Розробка інноваційних біосумісних антибактеріальних покриттів та технологій їх нанесення на ортопедичні імплантати для застосування при лікуванні травм у військовослужбовців та цивільних громадян» за грантової підтримки Національного фонду досліджень України в рамках конкурсу «Наука для зміцнення обороноздатності України» згідно з договором № 032/0070 від 03.03.2025.

Подяка

Автори висловлюють щирю подяку Ярославу Стельмаху та Валерію Демченку за цінну допомогу в проведенні рентгенографічних досліджень методом РФА поверхні покриттів та вивченні їх мікроструктури методом СЕМ, що зробило вагомий внесок в аналіз характеристик покриттів у цій науковій роботі.

Список літератури/References

1. Eliaz, N., & Metoki-Shlubsky, N. (2017). Calcium Phosphate Bioceramics: A Review of Their History, Structure, Properties, Coating Technologies and Biomedical Applications. *Materials*, 10(4), 334. <https://doi.org/10.3390/ma10040334>
2. Heimann, R. B. (2024). Plasma-Sprayed Osseointegrative Hydroxylapatite Coatings for Endoprosthetic Hip Implants: Phase Composition, Microstructure, Properties, and Biomedical Functions. *Coatings*, 14(7), 787. <https://doi.org/10.3390/coatings14070787>

3. Gupta, T. T., et al. (2020). Staphylococcus aureus aggregates on orthopedic materials under varying levels of shear stress. *Applied and Environmental Microbiology*, 86(19). <https://doi.org/10.1128/aem.01234-20>
4. Godoy-Gallardo, M., Eckhard, U., Delgado, L. M., de Roo Puente, Y. J. D., Hoyos-Nogués, M., Gil, F. J., & Perez, R. A. (2021). Antibacterial approaches in tissue engineering using metal ions and nanoparticles: From mechanisms to applications. *Bioactive Materials*, 6(12), 4470–4490. <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2021.04.033>
5. Dube, E., & Okuthe, G. E. (2025). Silver Nanoparticle-Based Antimicrobial Coatings: Sustainable Strategies for Microbial Contamination Control. *Microbiology Research*, 16(6), 110. <https://doi.org/10.3390/microbiolres16060110>
6. Rios-Pimentel, F. F., Méndez-González, M. M., & García-Rocha, M. (2023). A short review: hydroxyapatite coatings for metallic implants. *Heat Treatment and Surface Engineering*, 5(1). <https://doi.org/10.1080/25787616.2023.2202002>
7. Bansal, G., Gautam, R., Misra, J., & Mishra, A. (2023). Coating Methods for Hydroxyapatite-A Bioceramic Material. In *Bioceramics*. Springer. https://doi.org/10.1007/978-981-99-3549-9_13
8. Su, Y., Cockerill, I., Zheng, Y., Tang, L., Qin, Y.-X., & Zhu, D. (2019). Biofunctionalization of metallic implants by calcium phosphate coatings. *Bioactive Materials*, 4, 196–206. <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2019.05.001>
9. Sun, L. (2018). Thermal Spray Coatings on Orthopedic Devices: When and How the FDA Reviews Your Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 27, 1160–1171. <https://doi.org/10.1007/s11666-018-0759-2>
10. Mohseni, E., Zalnezhad, E., & Bushroa, A. R. (2014). Comparative investigation on the adhesion of hydroxyapatite coating on Ti-6Al-4V implant: A review paper. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 48, 238–257. <https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2013.09.030>
11. Khor, K. A., Li, H., & Cheang, P. (2004). Significance of melt-fraction in HVOF sprayed hydroxyapatite particles, splats and coatings. *Biomaterials*, 25(7–8), 1177–1186. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2003.08.008>
12. Alontseva, D., Azamatov, B., Safarova, Y., Voinarovych, S., & Nazenova, G. (2023). A Brief Review of Current Trends in the Additive Manufacturing of Orthopedic Implants with Thermal Plasma-Sprayed Coatings. *Coatings*, 13(7), 1175. <https://doi.org/10.3390/coatings13071175>
13. Weiss, S., Alontseva, D., Safarova, Y., Voinarovych, S., Obrosova, A., Yamanoglu, R., Khoshnaw, F., Yavuz, H., Kaluzhnyi, S., Krasavin, A., & Azamatov, B. (2025). Microplasma-Sprayed Titanium and Hydroxyapatite Coatings on Ti6Al4V Alloy: In vitro Biocompatibility and Corrosion Resistance: Part I. *Johnson Matthey Technology Review*, 69. <https://doi.org/10.1595/205651325X17201903387613>
14. Alontseva, D., Safarova, Y., Voinarovych, S., Obrosova, A., Yamanoglu, R., Khoshnaw, F., Yavuz, H. I., Nessipbekova, A., Syzdykova, A., Azamatov, B., Khozhanov, A., & Weiß, S. (2024). Biocompatibility and Corrosion of Microplasma-Sprayed Titanium and Tantalum Coatings. *Coatings*, 14(2), 206. <https://doi.org/10.3390/coatings14020206>
15. Борисов, Ю. С., Борисова, А. Л., Туник, А. Ю., Карпец, М. В., Войнарович, С. Г., Кислица, А. Н., & Кузьмич-Янчук, Е. К. (2008). Влияние параметров микроплазменного напыления на структуру, фазовый состав и текстуру покрытий из гидроксипапатита. *Автоматическая сварка*, 4, 15–20.
16. Cizek, J., & Khor, K. A. (2012). Role of in-flight temperature and velocity of powder particles on plasma sprayed hydroxyapatite coating characteristics. *Surface and Coatings Technology*, 206(8–9), 2181–2191. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.09.058>
17. Dyshlovenko, S., Pawlowski, L., Roussel, P., et al. (2006). Relationship between plasma spray parameters and microcracking of hydroxyapatite coatings. *Surface and Coatings Technology*, 200(20–21), 3845–3855. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.11.037>
18. Gu, Y. W., Khor, K. A., & Cheang, P. (2003). In vitro studies of plasma-sprayed hydroxyapatite/Ti-6Al-4V composite coatings in simulated body fluid. *Biomaterials*, 24(9), 1603–1611. [https://doi.org/10.1016/s0142-9612\(02\)00573-2](https://doi.org/10.1016/s0142-9612(02)00573-2)
19. Bolelli, G., Sabiruddin, K., Lusvardi, L., Gualtieri, E., Valeri, S., & Bandyopadhyay, P. P. (2010). FIB assisted study of plasma sprayed splat-substrate interfaces. *Surface and Coatings*

- Technology*, 205(2), 363–371. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.06.057>
20. Fukumoto, M., Hayashi, H., & Yokoyama, T. (1995). Relationship between particle's splat pattern and coating adhesive strength of HVOF sprayed Cu-alloy. *Journal of Japan Thermal Spraying Society*, 2(3), 149–156.
 21. Yushenko, V., et al. (2006). Plasmatron for Spraying of Coatings. WO2004010747A1 – Google Patents.
 22. Alontseva, D., Ghassemieh, E., Voinarovych, S., Kyslytsia, O., Polovetskyi, Y., Prokhorenkova, N., & Kadyruldina, A. (2019). Manufacturing and Characterization of Robot Assisted Microplasma Multilayer Coating of Titanium Implants. *Johnson Matthey Technology Review*, 64, 157–167. <https://doi.org/10.1595/205651320x15737283268284>
 23. Dyshlovenko, S., Pateyron, B., Pawlowski, L., Murano D. (2004). Numerical simulation of hydroxyapatite powder behaviour in plasma jet. *Surface and Coatings Technology*, 179(1), 110–117. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(03\)00890-9](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00890-9)
 24. Morks M. F., Kobayashi A. (2007). Influence of spray parameters on the microstructure and mechanical properties of gas-tunnel plasma sprayed hydroxyapatite coatings. *Materials Science and Engineering: B*, 139(2-3), 209–215. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2007.02.008>
 25. Brossard S., Munroe P. R., Tran A. T. T., and Hyland M. M. (2010) Study of the effects of surface chemistry on splat formation for plasma sprayed NiCr onto stainless steel substrates, *Surface and Coatings Technology*, 204(9-10), 1599–1607, 2-s2.0-71049164591. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.10.008>
 26. Chandra S. and Fauchais P., (2009). Formation of solid splats during thermal spray deposition, *Journal of Thermal Spray Technology*, 18(2), 148–180, 2-s2.0-67349102724. <https://doi.org/10.1007/s11666-009-9294-5>
 27. Xing Y. Z. and Li C. J., (2009). Bonding characteristics of a plasma-sprayed Yttria-stabilized zirconia splat on a high-temperature substrate, *Proceedings of the 4th Asian Thermal Spray Conference*, 285–288.
 28. Fauchais P., (2004). Understanding plasma spraying. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 37(9), R86–R108. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/37/9/R02>
 29. Heimann, R.B. (2016) Plasma-Sprayed Hydroxylapatite-Based Coatings: Chemical, Mechanical, Microstructural, and Biomedical Properties. *J Therm Spray Tech* 25, 827–850. <https://doi.org/10.1007/s11666-016-0421-9>
 30. Klein, C. P. A. T., de Blicke-Hogervorst, J. M. A., Wolke, J. G. C., et al. (1990). Studies of the solubility of different calcium phosphate ceramic particles in vitro. *Biomaterials*, 11(7), 509–512. [https://doi.org/10.1016/0142-9612\(90\)90067-z](https://doi.org/10.1016/0142-9612(90)90067-z)
 31. Yang, C. Y., Wang, B. C., Chang, E., & Wu, B. C. (1995). The influences of plasma spraying parameters on the characteristics of hydroxyapatite coatings: a quantitative study. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, 6(4), 249–257. <https://doi.org/10.1007/bf00120267>
 32. Vardelle, A., Moreau, C., Themelis, N. J., et al. (2015). A perspective on plasma spray technology. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*, 35(3), 491–509. <https://doi.org/10.1007/s11090-014-9600-y>
 33. Борисов, Ю. С., Борисова, А. Л. (1986). *Плазменные порошковые покрытия*. Киев: Техніка.
 34. Dyshlovenko, S., Pawlowski, L., & Roussel, P. (2005). Experimental investigation of influence of plasma spraying operational parameters on properties of hydroxyapatite. In *Thermal Spray Connects: Explore its surfacing potential!* ASM International, 726–731.
 35. Yang, Y., Kim, K.-H., & Ong, J. L. (2005). A review on calcium phosphate coatings produced using a sputtering process—an alternative to plasma spraying. *Biomaterials*, 26(3), 327–337. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2004.02.029>
 36. McPherson, R., Gane, N., & Bastow, T. J. (1995). Structural characterization of plasma-sprayed hydroxyapatite coatings. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, 6(6), 327–334.
 37. LeGeros, R. Z. (2002). Properties of osteoconductive biomaterials: calcium phosphates. *Clinical Orthopaedics and Related Research*, 395, 81–98. <https://doi.org/10.1097/00003086-200202000-00009>
 38. Voinarovych, S., Maksimov, S., Kaliuzhnyi, S., Kyslytsia, O., Safarova, Y., & Alontseva, D. (2025). Functional Assessment of Microplasma-Sprayed Hydroxyapatite-Zirconium Bilayer Coatings: Mechanical and Biological Perspectives. *Materials*, 18(14), 3405. <https://doi.org/10.3390/ma18143405>

FEATURES OF FORMATION OF BIOCOMPATIBLE COATINGS FROM SILVER-DOPED HYDROXYAPATITE POWDER BY MICROPLASMA SPRAYING

S.M. Kaliuzhnyi¹, S.Yu. Maksymov¹, S.G. Voinarovych¹, O.M. Kyslytsia¹, N.V. Ulyanchich², V.V. Kolomiets², V.M. Tepluk¹, N.V. Prokhorenkova³

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: 14dep_pwi@ukr.net

²Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine. 3 Omeliana Pritsaka Str., 03142, Kyiv, Ukraine.

E-mail: dir@ipms.kyiv.ua

³School of Traditional and Alternative Energy, D. Serikbayev East Kazakhstan Technical University, 69 Protozanov St.,

Ust-Kamenogorsk, 070004, Kazakhstan. E-mail: kense@edu.ektu.kz

The work investigates the formation of bioceramic coatings from hydroxyapatite (HAp) doped with silver (HAp+Ag) using the microplasma spraying (MPS) method on titanium substrates. The influence of MPS technological parameters (current, plasma-forming gas flow rate, spraying distance) and particle size of the powder on the degree of particle melting, surface morphology and phase composition of the coatings was analyzed. It was established that optimization of MPS modes in an argon microplasma jet makes it possible to control the thermal decomposition of HAp and the ratio of crystalline to amorphous phases during the formation of HAp+Ag coatings. It was proven that HAp+Ag coatings produced by MPS exhibit antibacterial activity against *Escherichia coli*, *Staphylococcus aureus*, and *Pseudomonas aeruginosa*: they completely inhibit the growth of *E. coli* and significantly reduce the viability of the other tested microorganisms. HAp+Ag coatings on a zirconium interlayer demonstrated an adhesion strength exceeding 15 MPa, which is sufficient for their application on implant surfaces. The obtained results confirm the effectiveness of the applied MPS method and its prospects for creating economical, technologically optimized, and biofunctional coatings on titanium implants. 38 Ref., 2 Tabl., 5 Fig.

Keywords: microplasma spraying, biocompatible coating, silver-doped hydroxyapatite, splat test, phase composition of coatings

Отримано 03.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 18.11.2025

Прийнято 23.12.2025

ВПЛИВ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ РІЗНИМИ МЕТОДАМИ (Огляд)

Б.В. Стефанів, С.В. Максимова

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: stefanivbogdan61@gmail.com

Покриття поверхні зносостійкими матеріалами – надійний і економічно ефективний процес, який використовується для виробництва та ремонту інструментів, матеріалів і компонентів машин, що вимагає бажаних властивостей поверхні, таких як стійкість до корозії, ерозії та зносу. Зносостійкі покриття охоплюють широкий спектр застосувань у багатьох галузях промисловості, наприклад, в автомобільній і авіакосмічній, нафтовидобувній і гірничодобувній (в якості компонентів бурових доліт або прохідницьких комбайнів), при виготовленні різального інструменту для обробки металевих компонентів. У даному огляді наведені основні типи зносостійких покриттів на основі Co, Ni, Fe, Cu, Cr, NiCrBSi, NiCrBSiFe та ін. з частинками карбіду вольфраму 10...90 % у матриці. Змінюючи фазовий склад і структуру поверхні матеріалу шляхом формування захисних покриттів, можна домогтися істотного підвищення експлуатаційних властивостей, таких як: твердість, міцність, зносостійкість, жаростійкість, корозійна стійкість та ін. Як і в зносостійких покриттях, так і в твердих сплавах, з трьох зазначених карбідних фаз у системі W-C, а саме WC, W₂C і WC_{1-x}, WC є єдиним стабільним карбідом при кімнатній температурі та є фазою, яка повинна бути присутня в зносостійких покриттях з метою отримання оптимальних властивостей. Враховуючи швидкий розвиток зносостійких покриттів, у цій статті наведено огляд основних типів зносостійких абразивних покриттів, способів нанесення та їх властивостей. Результати наведених досліджень можуть бути корисними для науковців та інженерного складу підприємств, що займаються підвищенням експлуатаційних властивостей конструкцій різного призначення. Бібліогр. 22, табл. 7, рис. 18.

Ключові слова: зносостійкі, композитні покриття, карбід вольфраму, зношування, зносостійкість, абразивостійкість, наплавлення, мікроструктура, твердість

Вступ. У даний час зносостійкі покриття широко використовуються для зменшення або усунення зношування, продовження експлуатаційного терміну служби виробів. Враховуючи швидкий розвиток зносостійких покриттів, у цій статті представлено огляд основних типів зносостійких покриттів, їх властивості та використання. Щоб отримати тривалий термін експлуатації зносостійких покриттів, які піддаються сильному механічному зношенню, потрібні матеріали з підвищеними властивостями, такими як висока твердість і здатність витримувати високі температури. Карбід вольфраму є матеріалом, який має ці властивості, але виробництво великого виробу для гірничодобувної та нафтогазової промисловості або сільськогосподарства повністю з цього матеріалу не є практично можливим і економічно доцільним, оскільки можна отримати певні недоліки матеріалу, такі як крихкість, значна вага та висока вартість. Для ефективного використання властивостей матеріалів поверхню звичайної сталі покривають композитним покриттям, що дозволяє підвищити міцність, зменшити вагу та ціну завдяки підвищеній зносостійкості карбідів вольфраму. Отримати зносостійке композиційне покриття можна різними методами, у тому числі, зварюван-

ням (ручним дуговим, плавким і неплавким електродом), лазерним, плазмовим, магнетронним напленням та ін.

У даному огляді наведено можливості створення та застосування композитних покриттів на базі систем: WC–W₂C, WC–Co, WC–Ni, WC–Fe, WC–Ni–Fe, WC(Co)–NiCrBSiFe, WC–NiCrSiB, які використовуються для продовження терміну служби інженерних конструкцій, що піддаються зносу, ерозії, корозії.

Властивості карбіду вольфраму. Вольфрам є металевим елементом з винятковими механічними та тепловими властивостями; він має найвищу температуру плавлення з усіх металевих елементів. У поєднанні з вуглецем він утворює карбід вольфраму [1, 2], який вважається тугоплавким карбідом, що має температуру плавлення понад 1800 °С. Він характеризується високою твердістю та задовільною хімічною стійкістю. Карбід вольфраму може існувати у вигляді двох фаз: WC і W₂C, твердість яких становить 2000...2700 HV [1]. Карбід вольфраму може бути монокристалічним WC із вмістом вуглецю ≈ 6,1 % або евтектичним WC/W₂C із вмістом вуглецю ≈ 4 %, як видно на фазовій діаграмі вуглець–вольфрам (рис. 1). Властивості вольфраму та карбідів вольфраму представлені в табл. 1.

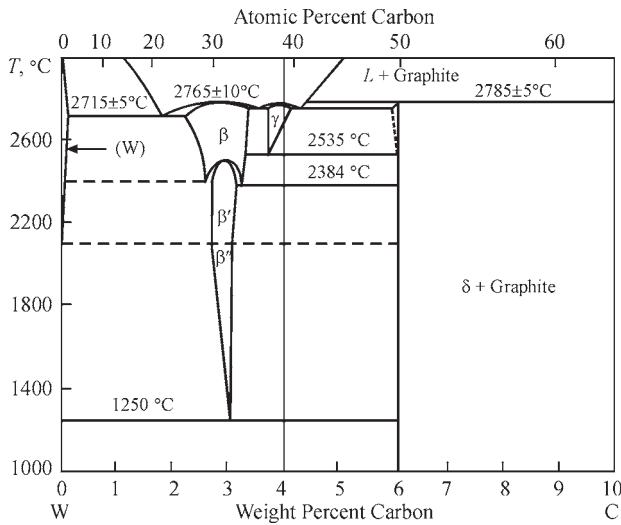


Рис. 1. Бінарна діаграма W–C [1]

Таблиця 1. Властивості вольфраму та карбіду вольфраму [2]

Тип	Температура плавлення, °C	Густина, г/см ³
W	3410	19,3
WC	2870	17,2
W ₂ C	2730	15,8

Зазвичай карбід вольфраму, крім нанесення у складі покриття на поверхню, використовується як цементований карбід в інструментах із твердого металу. Карбіди вольфраму в цьому випадку спікаються з металевою зв'язкою, частіше кобальтом і рідше нікелем, оскільки ці елементи забезпечують хороше змочування основного металу. З метою отримання сферичної форми (рис. 2, а) литі карбіди піддаються сфероїдизації плазмовим пальником.

Плавлені та подрібнені карбіди вольфраму (FTC) (рис. 2, б) виготовляються шляхом плавлення в електродуговій печі з подальшим охолодженням і дробленням та характеризуються неправильною гострою формою. Плавлені карбіди вольфраму складаються з евтектики, яка містить WC/W₂C, що має

пероподібну структуру, як у сферичних литих карбідів вольфраму. Монокристалічні карбіди (рис. 2, в) мають структуру, подібну до карбідів FTC з дуже гострими краями. Як видно на рисунку, часточки карбіду виглядають сколеними з тріщинками. Плавлений карбід WC–Co (PA2) (рис. 2, з) також має неправильну форму, але не таку гостру, як монокристалічний або FTC. Агломератний карбід WC–Co (рис. 2, д) має сферичну форму частинок з сателітами. Дослідження поперечного перерізу карбіду показує наявність утворення пор під час виробництва.

Серед перспективних традиційних зносостійких матеріалів для захисту металевих виробів від зношування є евтектичний сплав системи WC–W₂C (реліт) [3, 4]. Це евтектичний сплав моно- та напівкарбіду вольфраму WC+W₂C з температурою плавлення 2735 °C та мікротвердістю в межах 1000...2400 HV (залежно від виробника) [4]. Вихідний евтектичний сплав карбідів вольфраму WC–W₂C було отримано відцентровим розпиленням виливків, виплавлених у печі Таммана за температури 3100 °C. В якості плазмоутворюючого газу використовували аргон, азот і аргоно-азотну суміш у співвідношенні 50:50. Твердість за Віккерсом евтектичного сплаву системи WC–W₂C, отриманого відцентровим розпиленням, у залежності від зміни захисного та плазмоутворюючого газового середовища й дисперсності частинок порошку суттєво відрізняється. Найбільш дрібнокристалічна структура спостерігається у сплаві, отриманому в захисному середовищі аргону з плазмоутворюючим газом азотом. Методом кількісного металографічного аналізу встановлено, що підвищення механічних властивостей корелює зі зменшенням співвідношення між кількістю фаз

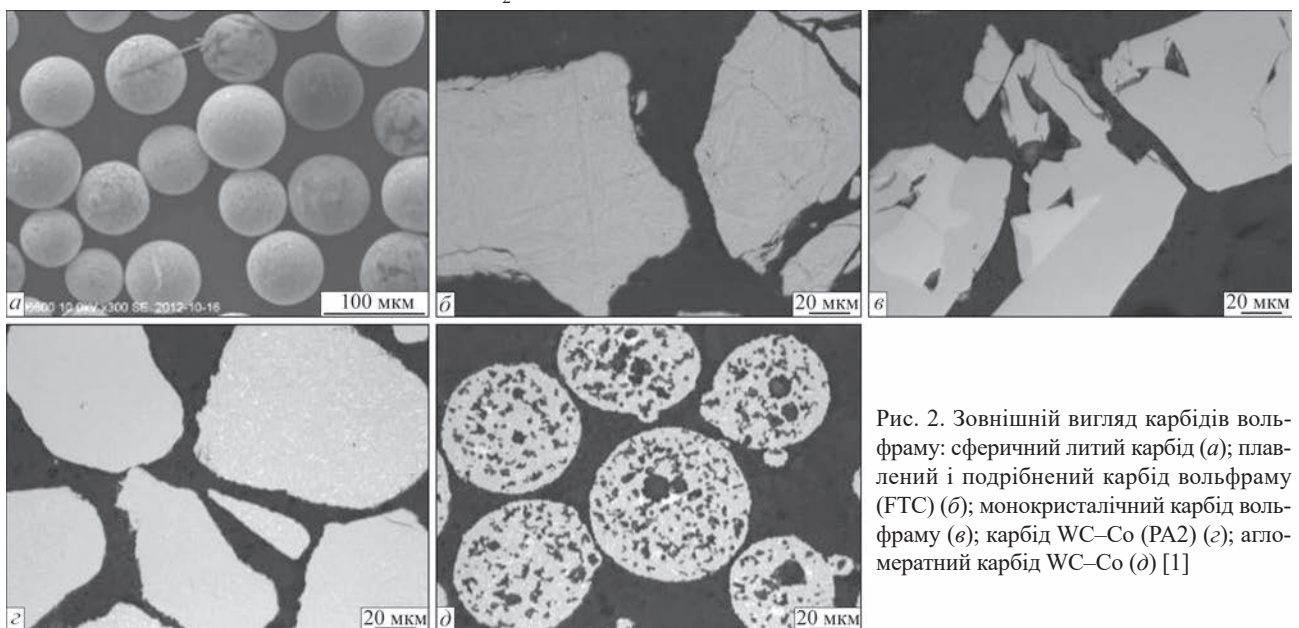


Рис. 2. Зовнішній вигляд карбідів вольфраму: сферичний литий карбід (а); плавлений і подрібнений карбід вольфраму (FTC) (б); монокристалічний карбід вольфраму (в); карбід WC–Co (PA2) (з); агломератний карбід WC–Co (д) [1]

W_2C , WC і WC_{1-x} , товщиною прошарків фаз у зернах та їх морфологією [3]. Кількість W_2C зменшується при збільшенні швидкості охолодження, що призводить до підвищення твердості сплаву, який містить дрібні часточки порошку реліту. Зменшення твердості частинок порошку реліту обумовлено переважною втратою вуглецю під час розпилення та збільшенням кількості й розмірів фази W_2C [3].

Технологія процесу термовідцентрового розпилення зливків плавненого карбіду вольфраму дозволяє одержувати порошок із частинками сферичної форми розміром 50...1000 мкм у вакуумній камері [4]. Твердість і підвищені характеристики міцності сферичних гранул карбіду вольфраму значною мірою залежать від стехіометричного складу евтектичного сплаву WC+ W_2C . Дотримання співвідношення в межах 78...82 % W_2C і 18...22 % WC у поєднанні з дрібнозернистою структурою, яка утворюється внаслідок високих швидкостей кристалізації, забезпечують мікротвердість гранул понад 3000 HV. Слід зауважити, що мікротвердість карбідів вольфраму, що отримані іншими методами, значно менша: дробленого WC+ W_2C (1800...2300 HV), кристалічного WC (1900...2150 HV), сферичного оплавленого WC+ W_2C (1900...2800 HV) [4]. Плавлені карбіди вольфраму, гранули яких дроблені або сферичні, застосовуються для наплавлення на буровий інструмент.

Сучасні розробки щодо нанесення покриттів методом газополуменевого наплавлення. Наразі метод ручного газополуменевого наплавлення набув значного поширення завдяки простоті роботи з обладнанням, високій здатності нанесення покриття, локальному нагріванню матеріалу, що наплавляється. Порошки марок Реліт ЛКВ «З»-2, Реліт ЛКВ «З»-6, Реліт ЛКВ «С» і VSNGN-88 (сплави на основі нікелю та литі карбіди вольфраму) мають

високу твердість, зносостійкість і можуть використовуватися як добавки при наплавленні зносостійких покриттів [5]. Відомо, що порошки литого карбіду вольфраму складаються з кількох фаз. Тому важливою є наявність фази, що має найбільшу твердість. У табл. 2 для наочності представлені дані про мікротвердість різних фаз литого карбіду вольфраму.

Порошки Реліт ЛКВ «З»-2 та Реліт ЛКВ «З»-6 мають однаковий фазовий склад, але вміст W_2C в Реліті ЛКВ «З»-2 (64,8 мас. %) перевищує вміст ЛКВ «З»-6 (59,4 мас. %). Гранулометричний склад цих порошків значно відрізняється. Їх можна використовувати в якості покриття для корпусу бурового інструменту [5].

Слід зауважити, що концентрація WC/Co у порошок NiCrBSi-WC/Co впливає на фізико-механічні властивості покриттів після їх наплавлення [6]. Концентрація може змінюватись від 0 % WC/Co у суміші до 50 % WC/Co. Комбінації покриттів WC і Ni з концентраціями WC (0, 12,5, 25 і 50 %) характеризуються різною мікроструктурою (рис. 3).

Зносостійкість покриття залежить від відсотка WC. Показано, що вищий масовий знос покриття спостерігався при більших навантаженнях у сплавах із підвищеною кількістю WC. Це можна пояснити розчиненням WC в основній матриці. Розчинення WC досягло 12,5 % (за [6]), що призводить до більшого масового зносу покриття.

Порівняно з іншими процесами, при наплавленні покриттів можна використовувати набагато більші частинки WC для створення металевого шару з вищою зносостійкістю. Зносостійке покриття з карбіду вольфраму/міді (WC/Cu) наносили на сталеву підкладку за допомогою високотемпературного паяння в печі [7]. В якості армування використовували відносно великі частинки WC (до 850 мкм), їх насичували припоєм на основі міді із задовільною

Таблиця 2. Властивості матричних покриттів [5]

Карбід	Тип кристалічної решітки	Мікротвердість, МПа	Густина, г/см ³	Температура плавлення, °C
WC	гексагональна	17000	15,70	2600
W_2C	гексагональна	30000	17,15	2850

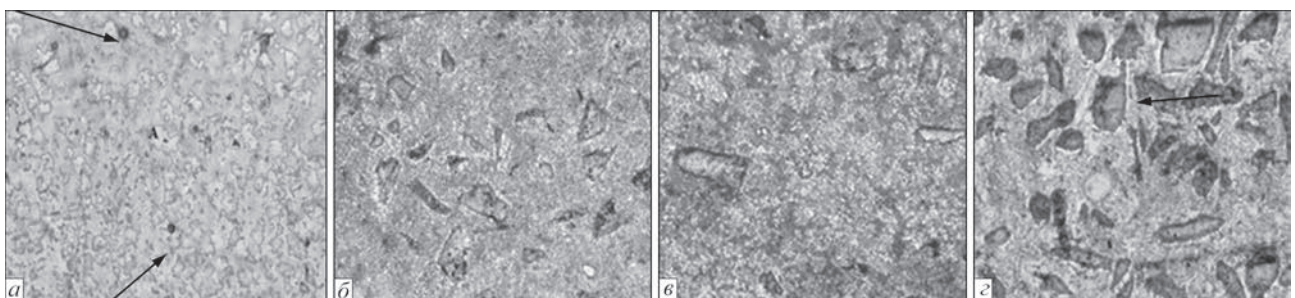


Рис. 3. Мікроструктури покриттів з різними концентраціями WC: сплав 1060 (а); сплав 1060 з 12,5 мас. % WC (б); сплав 1060 з 25 мас. % WC (в); сплав 1060 з 50 мас. % WC (г) [6]

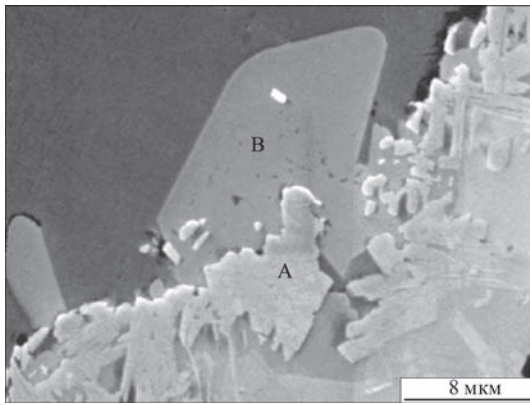


Рис. 4. Мікроструктура (×5000) межі карбід/матриця [7]

Таблиця 3. EDS-аналіз межі між карбідом і матрицею [7]

Елемент	Карбід/матриця інтерфейс (А)	Фаза в матриці (В)
W	89,08	59,99
Cu	4,24	5,98
Mn	0,47	4,04
Ni	2,74	13,04
Fe	3,46	22,15

в'язкістю. Утворювалось композиційне покриття, що характеризується міцною адгезією з основним металом. Дослідження мікроструктури показало, що зношування наплавленого покриття залежить від розміру та розподілу карбідів. На рис. 4 зображено мікроструктуру області розділу між карбідом і матрицею. Результати хімічного аналізу, отримані за допомогою енергодисперсійної спектроскопії (EDS) областей А і В, наведено в табл. 3. У зоні А на межі розділу є невелика кількість Cu, Mn і Ni, що свідчить про те, що сплав Cu розплавився і дифундує в WC, згодом утворюючи задовільний металургійний зв'язок на контактній поверхні.

Міцність зчеплення покриття з основним металом змінюється залежно від часу витримки під час наплавлення. Аналіз EDS області В показує, що є деяка кількість Fe, яка розчиняється в рідкому сплаві та згодом утворює нову фазу з WC. Результати випробувань [7] для композитного покриття показали вищу зносостійкість, ніж у кількох широко використовуваних сплавах WC–6Co. Відносно великий середній розмір карбідів є ефективним фактором у покращенні стійкості до абразивного зношування, оскільки частинки важче видалити з матриці.

Робота [8] присвячена дослідженню композитних покриттів для бурового інструменту, а саме марок WokaDur NiA і HR-6750, що містить литий карбід вольфраму у вигляді зерен з розміром частинок до 800 мкм, які рівномірно розподілені у матриці з нікелевого сплаву, та сплав HR-6750 з підшаром Rock Dur, які наносяться методом газотермічного наплавлення на різні сталеві підкладки марок Ст. 45 і Ст. ХВГ (рис. 5). Дослідження мікроструктури (рис. 5) та розподілу елементів у покритті виявило різницю в концентрації нікелю та хрому (табл. 4).

За результатами рентгеноструктурного аналізу встановлено (рис. 6), що в зразках з покриттям HR-6750 і підшаром Roc Dur 47 присутні фази WC, W₂C, Cr, Cr₇Ni₃ і CrNi.

Співвідношення фаз WC і W₂C у цих зразках різне. У зразку HR-6750 переважає фаза WC порівняно з W₂C, у зразку з підшаром Rock Dur 47 – зворотна залежність. У зразках з покриттям WokaDur NiA виявлено фази WC, W₂C, CrNi. У процесі досліджень встановлено: мікротвердість матриць отриманих покриттів складає 590...660 HV, а мікротвердість частинок карбіду вольфраму – 2145...2455 HV [8].

Сучасні розробки з нанесення покриттів термічним напиленням. Термічне напилення в даний час є провідним способом, що дозволяє уникнути абразивного зносу матеріалів протягом багатьох днів, корозії при високих температурах, ерозійного зносу та напружень за рахунок збільшення терміну служби матеріалу в процесі експлуатації. Твердосплавні покриття, отримані термічним напиленням, мають типову товщину 100...500 мкм. Таким чином, термічне напилення (HVOF – високошвидкісне киснево-паливне розпилення і HVOF – високошвидкісне розпилення повітрям) дозволяє реалізувати функціональність твердих сплавів на поверхні великих деталей, які

Таблиця 4. Елементний аналіз матричних покриттів [8], мас. %

Покриття	Ni	Cr
HR-6750	81,09	18,91
HR-6750 з підшаром Rock Dur 47	85,56	14,44
WokaDur NiA	91,03	8,97

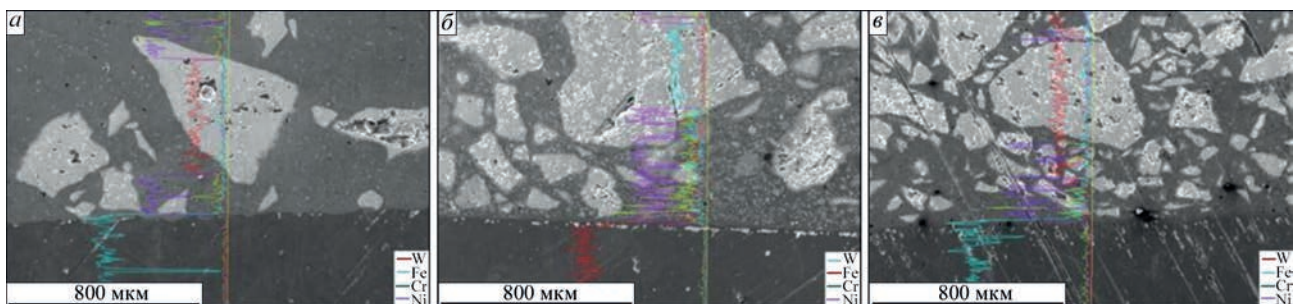


Рис. 5. Розподіл елементів по поверхні: WokaDur NiA – Ст. 45(а); HR-6750 – Ст. 45 (б); Rock Dur 47 з HR-6750 – Ст. ХВГ (в) [8]

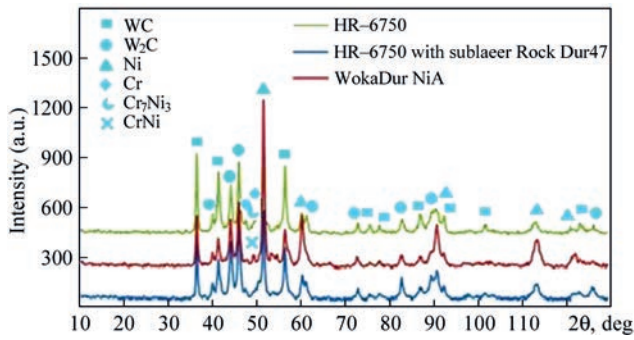


Рис. 6. Рентгенограма зразків з покриттям, нанесеним на підкладки Ст. 45 та Ст. ХВГ [8]

неможливо виготовити методом порошкової металургії з технічних та економічних причин.

Із застосуванням методу HVOF наносили покриття WC–10Ni та WC–12Co на лезо зі сталі (лита сталь BS 3100 GR A3) завтовшки 200...300 мкм [9]. Характеристики карбідної фази та морфології матриці Ni/Co виявили подібний розподіл армованих частинок карбиду в металевій матриці. Видимий розмір карбідного зерна для WC–12Co менший і становить у середньому 2,3 мкм, у той час як у покритті WC–10Ni розмір збільшується до 2,7 мкм. Показано, що швидкість зносу покриття WC–12Co значно нижча, ніж WC–10Ni. Це пов'язано з тим, що комбінація WC–12Co забезпечує високу твердість, яка становить близько 1700 HV порівняно з WC–10Ni (1500 HV) [9]. Характеристики зношування та адгезійна міцність карбідних покриттів, виготовлених за допомогою HVOF, покращуються шляхом подальшої термічної обробки після напи-

лення. Подальша термічна обробка зазвичай використовується для модифікації та корегування мікроструктури та фазового складу після нанесення покриття за допомогою HVOF і HVOF [10, 11].

Випробування (на зносостійкість, фрикційні властивості) термічно напиленних твёрдосплавних сплавів на базі систем WC–17 % Co, WC–10 % Co 4 % Cr, WC–15 % NiMoCrFeCo, Cr₃C₂–25 % NiCr, (Ti, Mo)(C, N)–37 % NiCo, NiCrSiB та AISI 316L, що отримані методом HVOF та плазмового напилення Cr₂O₃, продемонстрували чудові властивості та можуть бути рекомендовані як заміна традиційної обробки поверхні [12]. Вони успішно пройшли наступні методи випробувань на зношування: абразивну зносостійкість покриттів на сухому піску/гумовому колі відповідно до ASTM G-65; на стирання мокрою суспензією відповідно до ASTM G-75 та поведінку зносу ковзання при випробуваннях штифта на диску відповідно до ASTM G-99. Через схильність до крихкого розтріскування керамічне покриття Cr₂O₃, нанесене плазмовим напиленням, можна рекомендувати лише для чисто абразивних умов зношування. Випробувані металеві покриття з напиленням HVOF, NiCrSiB і AISI 316L не мали достатньої зносостійкості порівняно з традиційною обробкою поверхні, тому їх не слід використовувати в більш жорстких умовах [12].

Додавання WC(Co) до NiCrBSiFeC призводить до отримання композитного покриття з підвищеною твердістю та зносостійкістю [13]. Згідно з дослідженнями мікроструктура (рис. 7) напиленних

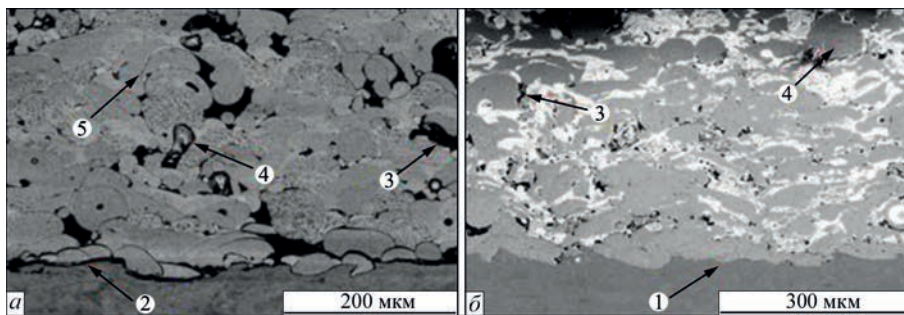


Рис. 7. Мікроструктура покриттів NiCrBSiFeC (а); NiCrBSiFeC-WC(Co) (б): 1 – межа підкладка–покриття; 2 – оксиди; 3 – пори; 4 – нерозплавлена частинка; 5 – межа розділу [13]

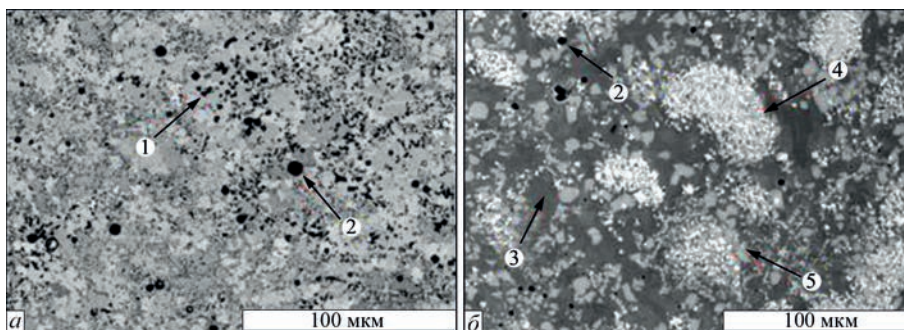


Рис. 8. Мікроструктура переплавлених покриттів NiCrBSiFeC (а); NiCrBSiFeC-WC(Co) (б): 1 – блокові виділення; 2 – округла пора; 3 – матриця; 4 – нерозплавлені карбіди WC; 5 – розплавлені карбіди WC [13]

шарів покриття характеризується загальною ламелярною структурою з порами, оксидами та нерозплавленими частинками.

Після переплавлення (рис. 8) блокові виділення повністю зникли, а шорсткість поверхні різко знизилася для покриттів NiCrBSiFeC і для NiCrBSiFeC–WC(Co).

Результати досліджень показують, що як NiCrBSiFeC, так і композитні покриття викликали значне збільшення твердості сталеві підкладки та підвищення зносостійкості завдяки утворенню виділень з високою твердістю, що добре дисперговані в кристалічній структурі [13].

Сучасні розробки нанесення покриттів методом дугового зварювання. Серед багатьох дослідників існує думка, що методи та параметри наплавлення суттєво впливають на продуктивність процесу отримання покриття. Метод дугового зварювання є економічним порівняно з іншими методами нанесення покриттів. У [14] досліджували вплив попередньої термічної обробки основного матеріалу на мікроструктуру лопаті з наплавленим карбідом вольфраму (WC). Карбід вольфраму наносили на поверхню леза із вуглецевої сталі за допомогою технології дугового нагріву, щоб підвищити його зносостійкість. Проводили попереднє нагрівання основного металу – леза за допомогою пальника протягом 3...5 хв (температура становила 300 °C) перед наплавленням покриття. Електрод, призначений для наплавлення леза, являє собою WC, який укладений у сталю трубку (довжина – 350 мм, діаметр – 6 мм). Матеріал WC (табл. 5) високої твердості має відмінну зносостійкість і стійкість до корозії, що підходить для застосування в абразивному середовищі.

Таблиця 5. Хімічний склад WC електрода [14]

Елемент	W	C	Mn	Si	Fe
Склад, %	60,2	3,1	1,5	0,4	Решта

Структура наплавленого зразка (рис. 9) містить три основні зони: карбідну (а), некарбідну матрицю (б) та підкладку (в). Карбіди різних розмірів в області покриття зосереджені в нижній частині поблизу межі розділу покриття–підкладка на глибині близько 1 мм.

Дослідниками встановлено, що попередня термічна обробка основного матеріалу забезпечує достатню теплову енергію, що сприяє більшому росту карбідних фаз у всій області покриття з рівномірним розподілом менших частинок карбіду в некарбідній області. Карбідна область демонструє вище значення твердості (1795 HV), ніж некарбідна (814 HV) [14]. Некарбідна зона складається з W і Fe, що вказує на близьке розташування карбіду та зв'язки. Попередня термічна обробка основного матеріалу передбачає рівномірний розподіл карбідних фаз WC по поверхні покриття, що може покращити твердість покриття та збільшити зносостійкість і термін служби наплавленого леза лопаті.

Для запобігання надмірному зносу покриття дослідження, в основному, зосереджені на вивченні та визначенні матеріалів, стійких до стирання. Для дослідження механізму зношування роликів шарошкорового бурового долота твердосплавне зносостійке покриття наносили на зуби долота [15]. Дослідження показали, що умовно мікроструктуру можна поділити на три зони: покриття (зона А), перехідну зону (В) і тіло основи зуба (С). На рис. 10 показано мікроструктуру зразка та області розділу між тілом зуба та змішаною зоною після нанесення карбідного покриття на зуб методом плавлення.

Показано, що карбідне покриття містить наступні складові: гранули WC розміром 100...300 мкм, що скріплені кобальтовою зв'язкою; полікристалічні WC розміром 10...100 мкм зі зв'язкою, що поєднує гранули та полікристали WC на основі

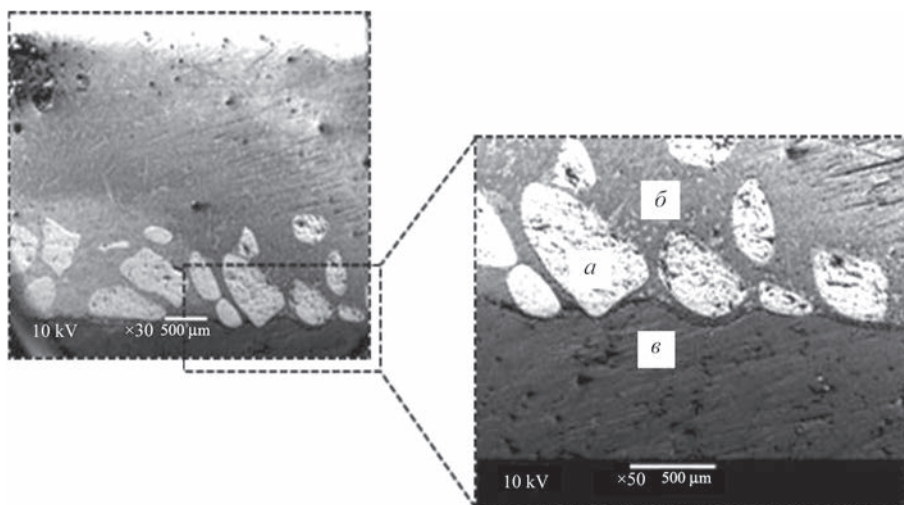


Рис. 9. Мікроструктура наплавленого зразка: карбідна зона (а), некарбідна зона (б), підкладка (в) [14]

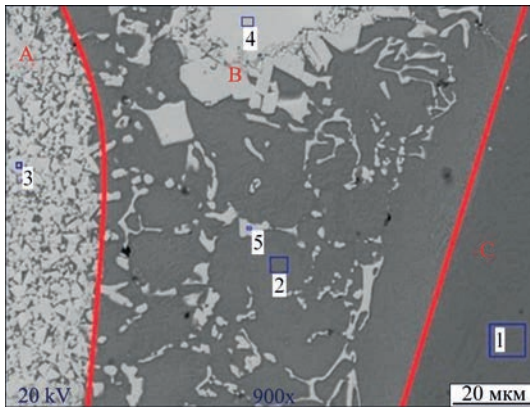


Рис. 10. Мікроструктура зуба: 1 – підкладка (сталь основи зуба); 2 – матриця WC покриття в перехідній зоні; 3 – WC; 4 – WC у перехідній зоні; 5 – WC у перехідній зоні; зони: А – покриття; В – перехідна зона (зона змішування); С – підкладка (тіло зуба) [15]

Co і Fe (матрицю), а також містить наночастинки WC розміром 0,06...0,25 мкм. Зона 2 (рис. 10) показує, що це сталь із підвищеним вмістом Mn, Co та W (табл. 6), які увійшли в перехідну зону від карбідного покриття на основі кобальтового сплаву, в якому розподілені частинки карбіду вольфраму. Аналіз зон 3 і 5 це підтверджує.

Результати випробувань на мікротвердість за Віккерсом показали, що основа зуба має середню твердість 328 HV, тоді як твердість карбідного покриття зуба буде набагато вищою, до 2200 HV (у середньому 1667) [15].

На даний час нові методи ремонту зношених ділянок бурових доліт із нанесенням зносостійкого покриття дозволяють ефективно вирішувати ряд проблем щодо зношування лопатей і кор-

пусів в умовах гідроабразивного зносу, корозії тощо. Для дослідження зносостійкості захисних покриттів в умовах гідроабразивного зносу було обрано композиційні матеріали, що містять карбіди вольфраму на різній основі, а саме: TeroCote 7888T (Castolin) на основі нікелю, Реліт «ЛЗ-11-7» (Україна) і Diamax M (Castolin) на основі заліза [16]. Нанесення наплавлених шарів на дослідні зразки, виготовлені зі Ст. 45, виконували дуговим способом неплавким вольфрамовим електродом у захисному газі – технічному аргоні. Для визначення мікроструктури були виготовлені мікрошліфи з наплавленим шаром. Металографічні дослідження показали, що наплавлений шар і основний метал поєднує тонкий перехідний шар дифузійного походження, що вказує на те, що не відбулось оплавлення основного металу та розчинення в ньому присадного металу (рис. 11).

Результати випробувань на твердість (HRC) наплавлених шарів показали, що при наплавленні на Ст. 45 (еталон) з використанням присадних матеріалів Diamax M і Реліту «ЛЗ-11-7» твердість покриття в середньому на 15...20 % вище, ніж при використанні TeroCote 7888T [16]. У результаті досліджень на зносостійкість встановлено, що опір гідроабразивному зносу корозійностійкого захисного покриття TeroCote 7888T на основі нікелю з колотими частинками карбіду вольфраму перевищує зносостійкість реліту «ЛЗ-11-7» (сферичні гранули карбіду вольфраму) та Diamax M (подрібнені частинки карбіду вольфраму) на основі заліза в 1,5 та 2,0 рази відповідно [16]. На рис. 12 наве-

Таблиця 6. Елементний склад матеріалу в різних ділянках зуба [15]

Елемент	Розташування														
	1			2			3			4			5		
	Похибка	Концентрація		Похибка	Концентрація		Похибка	Концентрація		Похибка	Концентрація		Похибка	Концентрація	
	ат. %	мас. %	ат. %		мас. %	ат. %		мас. %	ат. %		мас. %	ат. %		мас. %	
Si	0,403	0,497	0,250	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
Mn	0,431	0,347	0,342	1,031	2,445	2,244	–	–	–	–	–	–	0,778	2,503	1,284
Fe	6,218	95,876	95,958	5,772	90,158	84,128	0,594	2,913	0,903	–	–	–	3,462	55,166	28,772
Ni	0,944	3,279	3,450	0,494	0,958	0,940	–	–	–	–	–	–	–	–	–
Co	–	–	–	1,055	3,397	3,345	–	–	–	–	–	–	0,678	2,345	1,291
W	–	–	–	1,566	3,014	9,343	2,627	97,087	99,097	5,563	100,0	100,0	2,196	39,986	68,653

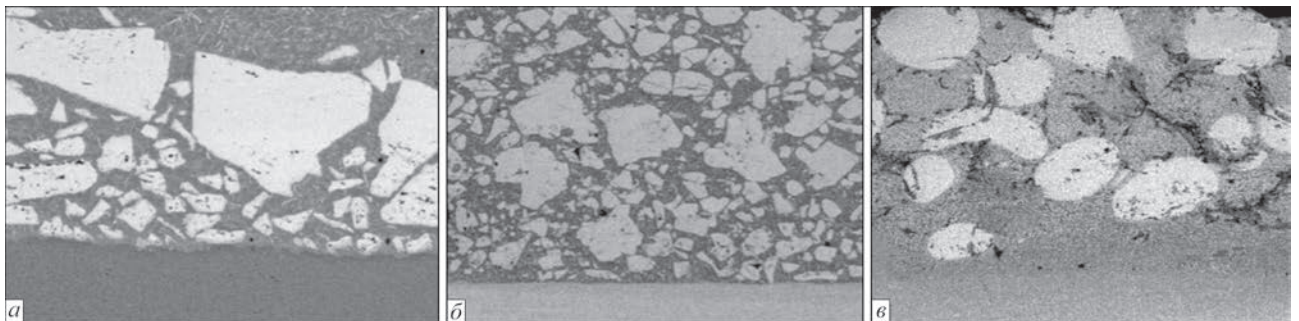


Рис. 11. Мікроструктура (×100) металу покриттів, отриманих з використанням присадних матеріалів: TeroCote 7888T (а); Diamax M (б); Реліт «ЛЗ-11-7» (в) [16]

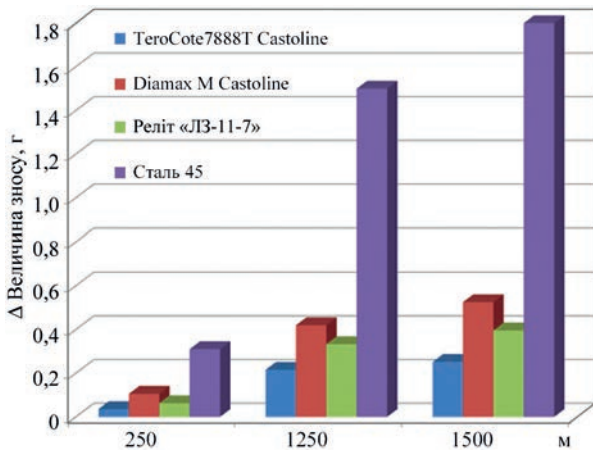


Рис. 12. Зношування наплавленого шару композиційних матеріалів і Ст. 45 [16]

дено середні величини зношування наплавленого шару композиційних сплавів при гідроабразивному зношуванні в залежності від шляху тертя.

Грунтуючись на результатах досліджень гідроабразивного зношування композиційних матеріалів, кращий результат показав корозійностійкий композит TeroCote 7888T (Castolin). Дослідження на корозійну стійкість металу з наплавленим шаром TeroCote 7888T проводили в лабораторних умовах, які моделюють експлуатацію бурового долота під час буріння свердловини (температури, хімічного складу, наявності зносу тощо). Результати проведених досліджень [17] показали, що застосування захисного покриття, нанесеного з використанням TeroCote 7888T, дозволяє знизити швидкість корозії робочих органів бурового інструменту зі сталі 30Х майже в 53 рази, що сприятиме продовженню його експлуатаційного ресурсу.

За результатами досліджень [16, 17] встановлено, що при наплавленні ТІГ-способом з використанням TeroCote 7888T під час формування наплавленого шару відбувається рівномірне розподілення частинок карбіду вольфраму по всьому об'єму наплавленого шару, яке обумовлює рівномірне розподілення твердості за глибиною покриття.

У попередніх роботах повідомлялося про виробництво композитного покриття NiCrBSi-WC, що отримано різними методами, та його механічні властивості. Проте в жодній роботі не наводяться дані про твердість, аналіз фазової структури та морфологію поперечного перерізу композиту NiCrBSi та NiCrBSi-WC. Також не проводилося дослідження впливу частинок WC на товщину розділу композитів NiCrBSi-WC. У [18] досліджували вплив різного вагового відсотка частинок WC на товщину межі розділу композитів NiCrBSi-WC та її характеристики при фрикційному зношуванні. Сплав NiCrBSi у вихідному стані та сплав NiCrBSi, що армований різним ваговим вмістом (20, 30 та 40 %) карбіду вольфраму (WC), наносили на нержавку сталь 316L із використанням процесу дугового зварювання з плазмовим переносом (PTAW). Аустенітна нержавка сталь 316L (SS-316L) з розміром пластини 50×50×30 мм використовувалася в якості підкладки для наплавлення. Зразки виготовлені із середньою товщиною покриття 4 мм за допомогою двопрхідного процесу дугового зварювання. Перед процесом наплавлення підкладки SS 316 L попередньо нагрівали до 400 °С для зменшення ймовірності появи гарячих тріщин, а зразки після наплавлення охолоджува-

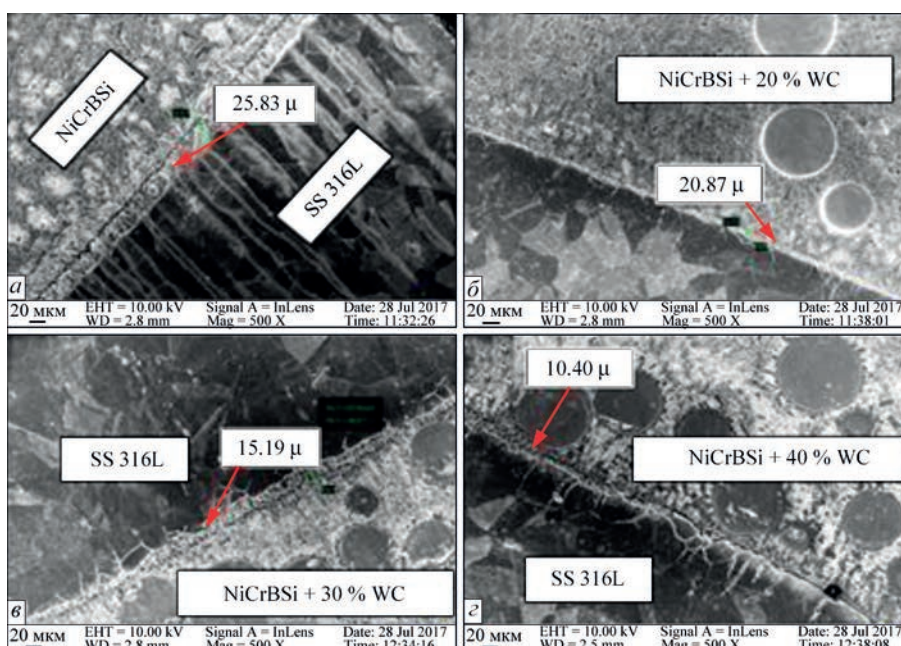


Рис. 13. Зображення поперечного перерізу композитів: NiCrBSi (а); NiCrBSi-(20 %) WC (б); NiCrBSi-(30 %) WC (в); NiCrBSi-(40 %) WC (г) [18]

ли природним чином. Мікроструктури поперечного перерізу покриттів NiCrBSi та NiCrBSi–WC демонструють структуру рівновісних зерен аустеніту (рис. 13).

Згідно з дослідженням мікроструктури поперечного перерізу композити NiCrBSi–WC демонструють дисперсію сфероїдальних частинок WC у матриці NiCrBSi. Наявність паралельних ліній на підкладці вказує на смугастість зерен, утворених під час РТАВ (дугового зварювання з плазмовим переносом). Межі зерен аустеніту розрізняються як довгі зерна між складовими фазами. Крім того, на межі розділу композитів NiCrBSi та NiCrBSi–WC утворилися перекристалізовані зерна більшого розміру. Межі зерен аустеніту виділені сплавом карбідів хрому та заліза з оксидами основних металів. Поверхня розділу спостерігається як чітко виражена зона з інтерметалідними елементами, що утворені компонентами NiCrBSi та SS 316L. Твердість композитів NiCrBSi суттєво збільшується зі збільшенням кількості частинок WC за рахунок меншого розчинення частинок WC по відношенню до NiCrBSi. Для композитів NiCrBSi-(20 %) WC було отримано кращі властивості зношування порівняно з іншими композитами [18].

Сучасні розробки щодо нанесення покриттів методом лазерного наплавлення. У літературі найчастіше повідомляють про методи нанесення покриття, а саме: зварювання (ручне дугове, плавким та неплавким електродом), плазмове, термічне, газополуменеве наплавлення та ін. На відміну від традиційних методів нанесення покриттів, метод лазерного наплавлення забезпечує металургійне з'єднання з підкладкою та її мінімальне переплавлення. Існує багато публікацій, в яких автори описують металоматричні композитні покриття (МКП). Завдяки наявності твердих частинок карбідів, таких як WC, VC тощо, МКП мають набагато кращу зносостійкість. Мікроструктура цього типу покриттів подібна до мікроструктури спечених ма-

теріалів. До цього часу більшість досліджень була зосереджена на виробництві МКП на основі Fe або Ni. Однак у меншій кількості робіт представлено виробництво МКП зі сплавів на основі Co, зокрема зі сплаву Stellite-6. У [19] представлено властивості зносостійких покриттів, що нанесені на сталь методом лазерного наплавлення за порошковою технологією. Як підкладку використовували низьковуглецеву сталь розміром 20×20×5 мм. Сферичний порошок Stellite-6 із середнім розміром часточок 50 мкм використовували як матеріал для покриття. Порошкову суміш Stellite-6/WC вдували у ванну розплаву за допомогою газу-носія (гелію). Частинки порошкоподібної суміші мали розміри 25...125 мкм і сферичну форму (рис. 14, а).

Мікроструктуру композитного покриття металевої матриці Stellite-6, армованого частинками карбиду вольфраму, наведено на рис. 14, б. Виявлено дуже велику кількість частинок карбиду вольфраму в матриці Stellite-6. Карбіди не розплавлялися й отримане покриття мало мікроструктуру, подібну до спечених карбідів. Спостерігався нерівномірний розподіл частинок карбиду (рис. 14, а). Видно, що два порошки погано змішалися. Це, ймовірно, відобразилося на мікроструктурі покриття. Характерною особливістю всіх композитних покриттів є дендритна мікросегрегація, яка є результатом різної швидкості охолодження, а отже, різної кристалізації матриці на поперечному перерізі покриттів [19]. Відмінності в мікроструктурі матриці найбільш помітні навколо карбідів вольфраму, а також на межі між покриттям і сталеву підкладкою. Показано, що присутність частинок WC у матриці Stellite-6 позитивно впливає на механічні властивості, але негативно позначається на корозійній стійкості виготовлених поверхневих шарів у порівнянні з неармованим покриттям. За допомогою рентгенофазового аналізу підтверджено наявність твердих фаз (WC, W₂C, M₇C₃ і M₂₃C₆) у матриці, які впливають на суттєве підвищення

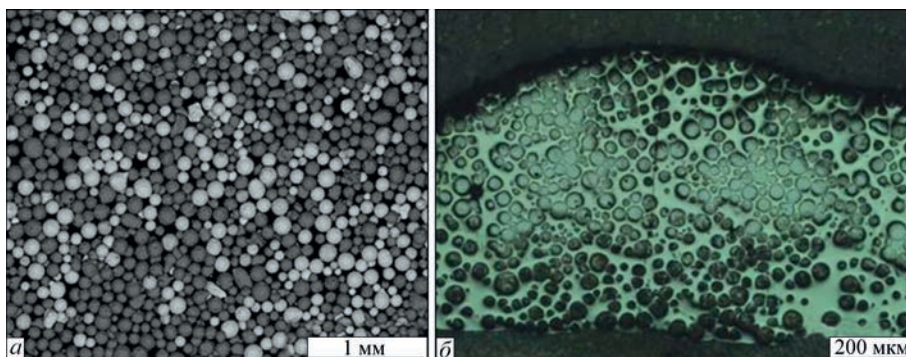


Рис. 14. Структура покриття: форма і розмір частинок порошкової суміші (а); Stellite-6/WC, отримане за допомогою лазерного променя потужністю 550 Вт і швидкістю сканування 400 мм/хв (б) [19]

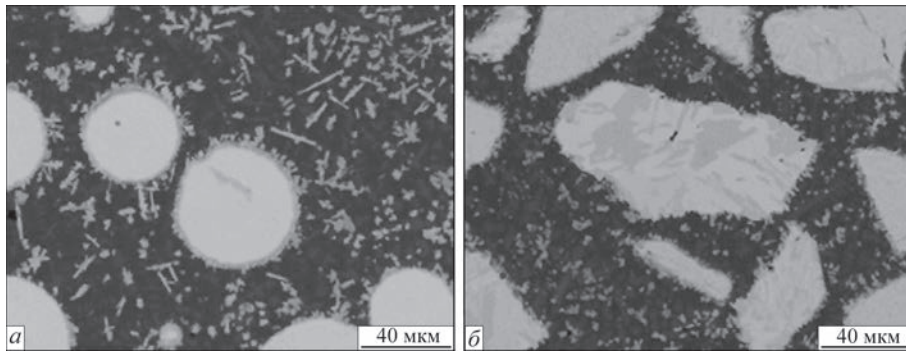


Рис. 15. Мікроструктура покриттів, отриманих за допомогою лазерного наплавлення з використанням сплаву Ni + 60 мас. % сферичних (а) або неправильної форми (б) карбідів вольфраму [20]

мікротвердості покриттів. Вимірювання твердості в межах матриці покриття показали, що матеріал покриття характеризується однаковою твердістю (близько 700 HV), а частинки WC – 2500 HV [19].

Зносостійкі покриття, що нанесені лазером, можуть складатися з різних типів карбідів вольфраму (сферичних і дроблених), впроваджених у металеву матрицю NiCrBSiCFe [20]. При оптимальних параметрах процесу отримують покриття без тріщин завтовшки 0,85...1 мм, що має відмінне зчеплення з підкладкою із вмістом карбиду до 60 мас. % і твердістю 40...55 HRC. Дослідження мікроструктури покриттів показує наявність сферичних або дроблених карбідів вольфраму та дисперсних фаз у металевій матриці (рис. 15).

Мікроструктура покриттів показує, що частинки карбиду частково розчиняються по периметру і навколо них утворилася карбідна фаза, яка в рості в металеву матрицю. Структура дробленого карбідного порошку складається з голок WC у матриці W₂C. Стосовно зносостійкості показано, що фаза W₂C твердіша, але також крихкіша, ніж фаза WC [20]. Крім того, фаза W₂C легше розчиняється в металевій матриці під час лазерного наплавлення, ніж фаза WC. Вищий ступінь розчинення карбиду вольфраму в металевій матриці шкідливий з двох причин: це призводить до зниження міцності матриці і, як наслідок, до високої схильності до розтріскування під час наплавлення, а також до втрати експлуатаційних властивостей кераміки як зміцнюючої фази. При оптимальних параметрах лазерного наплавлення відбувається деяке розчинення частинок карбиду вольфраму в матриці на

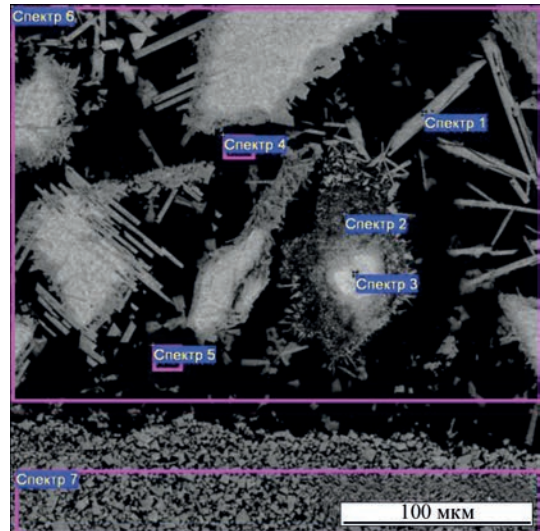


Рис. 16. Мікроструктура шару TeroCote 7888T, наплавненого на сплав BK10 [21]

Таблиця 7. Аналіз співвідношень Co для сумішей WC [22]

Символ	Маса елементів, %				
WC	100	90	80	70	60
Co	0	10	20	30	40

основі нікелю, що спричиняє утворення дрібнодисперсних змішаних карбідів в металевій матриці та збільшення карбідної фази в металевій матриці навколо первинних карбідів.

Такі особливості формування структури покриття спостерігались при застосуванні абразивнотривкого матеріалу TeroCote 7888T (Castolin), що являє собою нікелевий сердечник, покритий композиційним самофлюсувальним сплавом. Останній містить велику кількість колотих карбідів вольфраму неправильної форми, що розподілені в матриці сплаву на основі нікелю (система

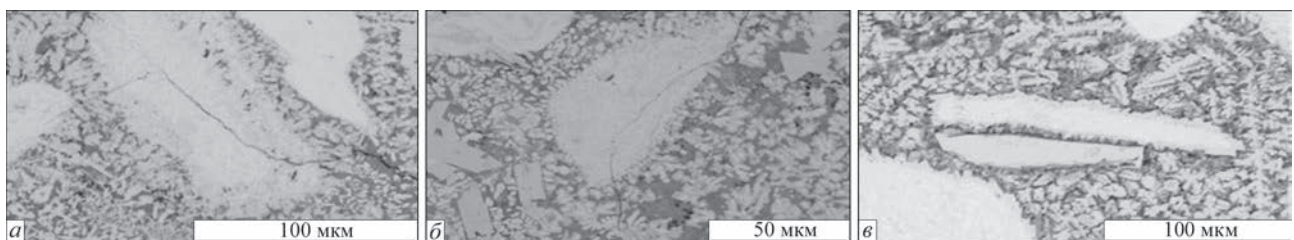


Рис. 17. Мікроструктурна еволюція покриттів: 100 % WC (а), 80 % WC–20 % Co (б) і 60 % WC–40 % Co (в) [22]

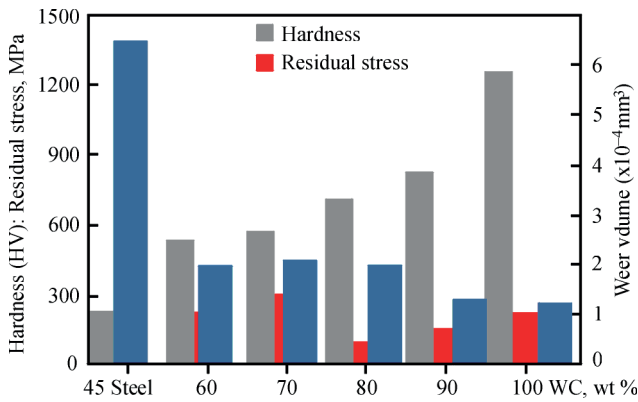


Рис. 18. Результати вимірювання об'єму зносу, твердості та залишкових напружень плакуючого шару з різними композиціями WC [22]

Ni–Cr–B–Si) [21]. Структура наплавленого шару складається з часточок карбиду вольфраму неправильної геометричної форми різних розмірів, які розподіляються в нікель-хромовій матриці. Окрім того, спостерігаються включення голкоподібної фази, що виділяється у вигляді дисперсних частинок по периметру карбідів вольфраму (рис. 16). Це свідчить про наявність дифузійних процесів під час нагріву та взаємодію матриці з карбідами вольфраму й їх часткове розчинення.

У [22] наведено результати досліджень механічних властивостей покриттів з різним відсотковим вмістом добавок Co в WC. На металеві зразки сталі 45 методом лазерного наплавлення наносилося покриття з різним масовим вмістом добавки Co в порошковий WC. Порошкові суміші WC/Co складалися з порошків сплавів WC і Co розмірами від 0,125 до 0,300 мм. У табл. 7 показані пропорції сумішей: 100 % WC; 90 % WC-10 % Co; 80 % WC-20 % Co; 70 % WC-30 % Co та 60 % WC-40 % Co.

Результати досліджень мікроструктури покриттів (рис. 17) показують, що високі залишкові напруження викликають значне розтріскування на 100 % WC і що активність розтріскування знижується при додаванні 20 % кобальту до WC.

Мікроструктура зони покриття в основному складається зі стрижневих дендритів і дрібнішої евтектики при 100 % WC, тоді як зона покриття при 60 % WC–40 % Co складається, в основному, з аустенітних дендритів і блокових карбідів. На рис. 18 наведено гістограми твердості, об'ємів зносу та залишкових напружень у зразках з покриттям, що отримані з різною кількістю Co у WC.

Зрештою збільшення кількості Co у WC не призвело до зменшення залишкових напружень через меншу кількість крихкого карбиду. Мікротвердість наплавленого шару з лазерним покриттям при 80 % WC-20 % Co на 850 HV вище, ніж у підкладки 221 HV [22]. Загалом оптимальна ефективність

лазерних наплавлень успішно досягається за допомогою композиції 80 % WC, змішаної з 20 % Co.

Висновки

Розглянуто різні методи (газополуменеве, дугове, лазерне наплавлення, термічне розпилення) отримання композитних зносостійких покриттів, що експлуатуються в абразивному середовищі та підвищують експлуатаційні характеристики виробів. Отримано структуру композитних покриттів на базі Co, Ni, Fe, Cu, NiCrBSi, NiCrBSiFe, що містять різне співвідношення карбідів вольфраму. Показано, що зі зменшенням співвідношення між кількістю фаз W_2C , WC і WC_{1-x} в евтектичному сплаві системи WC– W_2C підвищуються механічні властивості покриття. Наведено технологічні характеристики зносостійких покриттів, які залежать від параметрів технологічного процесу їх нанесення. Наразі проводяться дослідження з метою удосконалення й підвищення функціональних властивостей зносостійких покриттів.

Результати проведених досліджень можуть бути корисними для науковців та інженерного складу підприємств, що займаються підвищенням експлуатаційних властивостей конструкцій різного призначення.

Список літератури/References

1. Seger, R. (2013) *Effect of tungsten carbides properties of overlay welded WC/NiSiB composite coatings*. MG 202X Examensarbete inom Maskinteknik.Handledare: Lorenzo Daghini, Höganäs, Sverige. <https://kth.diva-portal.org/smash/get/diva2:730829/FULLTEXT01>
2. Pierson, H.O. (1996) *Handbook of refractory carbides and nitrides*. New Jersey, Noyes publications, pp. 100–104, 113–115.
3. Троснікова І.Ю., Лобода П.І. (2019) Вплив умов отримання на мікроструктуру, фазовий склад та властивості евтектичного сплаву системи WC– W_2C . *Надтверді матеріали*, **1**, 66–70. DOI: <http://jnas.nbuv.gov.ua/article/UJRN-0000969955>
Trosnikova, I.Yu., Loboda, P.I. (2019) Vplyv umov otrymannya na mikrostrukturu, fazovyi sklad ta vlastyosti evtektichnoho splavu systemy WC– W_2C . *Nadverdi materialy*, **1**, 66–70 [in Ukrainian]. DOI: <http://jnas.nbuv.gov.ua/article/UJRN-0000969955>
4. Zhudra, A.P. (2014) Tungsten carbide based cladding materials. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 66–71. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.06.13>
5. Zakharova, E.S., Markov, I.Yu., Maslov, A.L. et al. (2017) Morphology of powders of tungsten carbide used in wear-resistant coatings and deposition on the PDC drill bits. *J. of Physics*, **857**, 012058. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/857/1/012058>
6. Shrivastava, P., Mishra, T.K., Saxena, A.C. (2013) Effect of WC concentration on abrasive wear properties of the thermally sprayed WC–Ni coatings. *International J. of Scientific and Research Publications*, **3(6)**.
7. Bao, J., Newkirk, J.W., Bao, S. (2004) Wear-resistant WC composite hard coatings by brazing. *J. of Materials Engineering and Performance*, **13**, 385–388. DOI: <https://doi.org/10.1361/10599490419874>
8. Markova, I.Yu., Zakharova, E.S., Maslov, A.L. et al. (2017) The study of microstructure of wear-resistant coatings applied for protection from abrasive wear of horizontal and tilt drilling drill bits. *13th International Conference on Films*

- and Coatings. *IOP Conf. Series: J. of Physics*, **857**, 012028. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/857/1/012028>
9. Noor Aqilah Ahmad, Zakiah Kamdi, Abdul Latif Mohd Tobi (2018) Wear and corrosion behavior of tungsten carbide based coating on carbon steel. *International J. of Integrated Engineering*, **10(4)**, 119–125. DOI: <https://doi.org/10.30880/ijie.2018.10.04.020>
 10. Md Sarfaraz Alam, Anil Kumar Das (2022) A critical review of coating on AISI 1045 steel substrate by high velocity oxygen fuel (HVOF). 3rd International Conference on Future of Engineering Systems and Technologies. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, **1228**, 012002. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1228/1/012002>
 11. Lutz-Michael Berger (2015) Application of hardmetals as thermal spray coatings. *Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials*, **49**, 350–364. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.09.029>
 12. Houdková, Š., Zahálka, F., Kašparová, M., Berger, L.-M. (2011) Comparative study of thermally sprayed coatings under different types of wear conditions for hard chromium replacement. *Tribology Letters*, **43**, 139–154. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11249-011-9791-9>
 13. Abderrahmane, A., Gaceb, M., Cheikh, M., Le Roux, S. (2021) Wear behavior and microstructure of thermally sprayed NiCrBSiFeC and composite NiCrBSiFeC–WC(Co) coatings. *Materials Science (Medziagotyra)*, **27(2)**, 175–183. DOI: <http://doi.org/10.5755/j02.ms.24478>
 14. Nagentrau, M., Mohd Tobi, A.L., Omar, A.S., Ismail, M.I. (2019) Preheat treatment on the tungsten carbide hardfacing: Microstructure analysis. 1st International Conference on Industrial and Manufacturing Engineering. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, **505**, 012150. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/505/1/012150>
 15. Jurij Šporin, Primož Mrvar, Blaž Janc, Željko Vukelic (2021) Expression of the self-sharpening mechanism of a roller cone bit during wear due to the influence of the erosion protection carbide coating. *Coatings*, **11**, 1308. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings11111308>
 16. Stefaniv, B.V. (2016) Investigation of wear resistance of protective coatings under conditions of hydroabrasive wear. *The Paton Welding J.*, **9**, 26–29. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.09.05>
 17. Stefaniv, B.V., Nyrkova, L.I., Larionov, A.V., Osadchuk, S.O. (2020) Corrosion resistance of composite material deposited by TIG method using flexible cord TeroCote 7888T. *The Paton Welding J.*, **2**, 26–29. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.02.05>
 18. Deenadayalan, K., Murali, V. (2019) Role of various weight percentages of WC particle on interface thickness and friction-wear property of NiCrBSi–WC composite fabricated using PTAW process. *Materials Research Express*, **6**, 046542. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aafd4f>
 19. Bartkowski, D., Matysiak, W., Wojtko, K. (2018) Stellite-6 surface layers reinforced with hard and refractory WC particles produced on steel for metal forming. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, **393**, 012093. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/393/1/012093>
 20. Rombouts, M., Persoons, R., Geerinckx, E. et al. (2010) Development and characterization of nickel based tungsten carbide laser clad coatings. *Physics Procedia*, **5**, 333–339. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2010.08.154>
 21. Максимова С.В. (2023) Структура абразивнотривких матеріалів на основі нікелю та заліза, *Automatic Welding*, **12**, 13–17. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.12.02>
 22. Maksymova, S.V. (2023) Structure of nickel and iron based abrasion-resistant materials. *Автоматичне Зварювання*, **12**, 13–17. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.12.02>
 22. Chaoyang Zhang, Shenyu Chen, Echo Yang, Mingder Jean (2023) Effect of cobalt fraction mixing WC clads on microstructural evolution, crack formation and tribological properties by laser cladding. *J. of Physics, Conf. Ser.*, **2519**, 012039. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2519/1/012039>

THE INFLUENCE OF TUNGSTEN CARBIDE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WEAR-RESISTANT COATINGS PRODUCED BY VARIOUS METHODS (Review)

B.V. Stefaniv, S.V. Maksymova

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: stefanivbogdan61@gmail.com

Surface coating with wear-resistant materials is a reliable and cost-effective process used for the manufacture and repair of tools, materials and machine components that require desirable surface properties such as resistance to corrosion, erosion and wear. Wear-resistant coatings cover a wide range of applications in many industries, for example, in automotive and aerospace, oil and mining (as components of drill bits or tunneling machines), in the manufacture of cutting tools for processing metal components. This review presents the main types of wear-resistant coatings based on Co, Ni, Fe, Cu, Cr, NiCrBSi, NiCrBSiFe and others with 10% to 90 % tungsten carbide particles in the matrix. By changing the phase composition and surface structure of the material by forming protective coatings, it is possible to achieve a significant increase in operational properties, such as hardness, strength, wear resistance, heat resistance, corrosion resistance, etc. In both wear-resistant coatings and hard alloys, of the three specified carbide phases in the W–C system, namely WC, W₂C and WC_{1-x}, WC is the only stable carbide at room temperature, and it is the phase that must be present in wear-resistant coatings in order to obtain optimal properties. Given the rapid development of wear-resistant coatings, this article provides an overview of the main types of wear-resistant abrasive coatings, application methods and their properties. The results of the above studies may be useful for scientists and engineering staff of enterprises engaged in improving the operational properties of structures for various purposes. 22 Ref., 7 Tabl., 18 Fig.

Keywords: wear-resistant, composite coatings, tungsten carbide, wear, wear resistance, abrasion resistance, surfacing, microstructure, hardness

Отримано 13.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 04.08.2025

Прийнято 08.10.2025.

НОВА КНИГА

ЗВАРЮВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ. МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Серія книг та монографій за редакцією академіка НАН України І.В. Кривцуна

Максимов С.Ю., Винничук С.Д., Прилипко О.О. Розробка технологічних основ та устаткування при застосуванні зовнішнього електромагнітного впливу при зварюванні під водою — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Інститут проблем моделювання в енергетиці ім. Г.Є. Пухова НАН України, 2025.

АКТУАЛЬНІ ПРОБЛЕМИ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ ТОНКОСТІННИХ ВИРОБІВ ІЗ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ (Огляд)

Ю.В. Юрченко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: yurchenko@paton.kiev.ua

У роботі проведено огляд сучасних наукових досліджень, присвячених лазерному зварюванню тонкостінних виробів із високолегованих корозійностійких сталей. Особливу увагу приділено проблемам, що впливають на якість зварних з'єднань у виробках з малою товщиною стінки. Однією з таких проблем є утворення кратерів у кінці зварного шва, що часто спостерігається при виготовленні кільцевих зварних з'єднань. Встановлено, що ефективним підходом до зменшення цього дефекту є застосування плавного регулювання потужності лазерного випромінювання на початку та в кінці процесу зварювання з використанням різних типів модуляції, а також перекриття шва та виконання додаткового загладжувального проходу. Наступним важливим аспектом є забезпечення стабільного газового захисту під час зварювання у вузькому зазорі між притискними елементами. Розглянуто конструктивні рішення, що сприяють формуванню ламінарного потоку захисного газу, зокрема застосування газорозподільних елементів зі спечених пористих матеріалів або металевих сіток, які знижують турбулентність і покращують ефективність захисту зони зварювання від атмосферного впливу. Окремо проаналізовано проблему деформацій і залишкових напружень, що виникають через локальний вплив джерела тепла. Встановлено, що використання мідних підкладок, оптимальне розташування притискних елементів та оптимізація параметрів лазерного зварювання можуть істотно знизити рівень термічних деформацій і забезпечити високу геометричну точність з'єднань. За результатами огляду визначено основні проблеми лазерного зварювання тонкостінних виробів із корозійностійких високолегованих сталей, розглянуто варіанти їх вирішення, а також окреслено перспективи подальших досліджень у цих напрямках. Бібліогр. 65, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: лазерне зварювання, високолеговані корозійностійкі сталі, тонкостінні вироби, проблеми зварювання, кратери, газовий захист, деформації

Вступ. Використання тонколистових металів дає можливість зменшити масу та габарити зварних конструкцій, а також знизити їх собівартість. На сучасному етапі розвитку зварювальних технологій велика увага приділяється зварюванню металу з товщиною стінки менше 2 мм у різноманітних конструкціях [1]. Тонколистовий метал традиційно застосовується в таких галузях, як авіаційна, хімічна, харчова та ін. В авіації це – трубопроводи, елементи турбін, фюзеляжів тощо [2, 3]. У хімічній промисловості це – трубопроводи, резервуари, цистерни, баки [4]. Ці вироби зазвичай мають значну протяжність зварних з'єднань і підвищені вимоги до їх якості. У легкій промисловості, зокрема в харчовій, більшість металевих виробів є тонкостінними: холодильні установки, трубопроводи, посудини, баки, ємності для цукрових і молочних заводів [5].

Серед матеріалів, які найчастіше застосовуються в перелічених галузях, найпоширенішими є аустенітні корозійностійкі сталі. Вони становлять близько двох третин світового виробництва корозійностійких сталей [6]. Їхня структура залишається аустенітною в усьому діапазоні температур – від криогенних до температур плавлення – зав-

дяки легуванню нікелем, а також азотом і марганцем. Вони мають чудову здатність до формування й зварювання, не є магнітними та зберігають пластичність при дуже низьких температурах [7, 8]. До найпоширеніших належить серія 300 – хромонікелеві сплави, де аустенітна структура досягається головним чином за рахунок додавання нікелю [6].

Найпоширенішими сталями аустенітного класу є AISI 304, AISI 316, AISI 321 (вітчизняні аналоги 08X18H10, 03X17H14M3, 12X18H10T відповідно). Хімічний склад цих сталей за ГОСТ 5632-72 наведено в таблиці.

Корозійностійкі сталі AISI 304, AISI 316 і AISI 321 широко застосовуються в промисловості завдяки своїй корозійній стійкості та високим механічним властивостям. AISI 304 – найпоширеніша марка, що використовується в харчовій промисловості, побутовій техніці, архітектурі та машинобудуванні. AISI 316 містить молібден, що підвищує її стійкість до агресивних середовищ, зокрема хлорвмісних, тому її обирають для морської, хімічної та медичної сфер. AISI 321 легувана титаном і відрізняється високою термостійкістю та опором міжкристалітній корозії, що робить її придатною для використання у високотемпературному обладнанні, авіації та інших галузях, в яких наявні високі температури робочого середовища [6–8].

Хімічний склад сталей, мас. % [9]

Марка	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Ti	Mo	Fe
AISI 304	≤0,08	≤0,8	≤2	9...11	≤0,02	≤0,035	17...19	≤0,3	–	–	Осн.
AISI 316	≤0,03	≤0,4	≤1...2	13...15	≤0,02	≤0,035	16...18	–	–	2,5...3,1	Осн.
AISI 321	≤0,12	≤0,8	≤2	9...11	≤0,02	≤0,035	17...19	≤0,3	0,4...1	–	Осн.

Враховуючи вищезазначені властивості, саме аустенітні сталі найчастіше використовуються для виготовлення тонкостінних конструкцій. Для їх з'єднання необхідно застосовувати процеси зварювання, які забезпечують мінімальний тепловий вплив і високу якість зварного з'єднання. Основними видами зварних з'єднань тонколистових виробів є стикове з'єднання для плоских виробів і кільцеве – для циліндричних (рис. 1).

На сьогодні найпоширенішими методами зварювання тонкостінних виробів у світі є плазмове, електронно-променеє, TIG- та MIG-зварювання [10–12].

Незважаючи на різноманітність процесів зварювання, вище перелічені способи мають свої недоліки. Плазмове зварювання має високу вартість зварювального обладнання та витратних матеріалів. Це може значно збільшити витрати на реалізацію технології [13].

Електронно-променеє зварювання, хоча й є ефективним, але також не позбавлене недоліків. Зварювальне обладнання для цієї технології є складним і коштовним, що робить його менш доступним для широкого використання. Окрім того, для проведення зварювальних робіт необхідні вакуумні камери, що обмежує можливості обробки великогабаритних чи важких виробів. Оскільки електронно-променеє зварювання проводиться в закритих вакуумних камерах, для точного позиціонування електронного променя та пошуку місця зварювання необхідні складні системи наведення. Також сам процес супроводжується рентгенівським випромінюванням, що вимагає спеціальних заходів захисту персоналу [13].

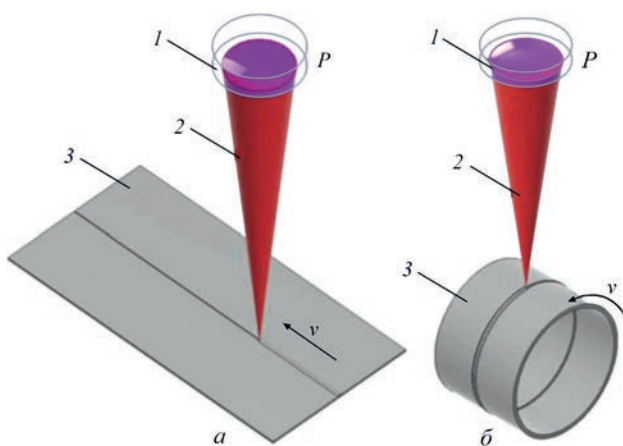


Рис. 1. Схеми лазерного зварювання: стикових зварних з'єднань (а), кільцевих зварних з'єднань (б): 1 – лінза, 2 – лазерний промінь, 3 – зварювані деталі

TIG-зварювання також має свої слабкі сторони. Зокрема надмірний зварювальний струм може призвести до розплавлення вольфрамового електрода, що впливає на якість зварювання, утворюючи крихкий вольфрам у зварювальній ванні. Крім того, цей процес зварювання має низьку швидкість, що обмежує його продуктивність при зварюванні великогабаритних виробів [14].

Серед недоліків MIG-зварювання можна зазначити менш стабільну зварювальну дугу, що може призвести до нерівномірного процесу зварювання. Іншою проблемою є зворотній зв'язок зі зварювальним дротом, який інколи може бути нерівномірним, що ускладнює контроль за процесом зварювання. Під час зварювання також утворюється велика кількість диму та шкідливих парів, що вимагає використання відповідних засобів вентиляції та захисту персоналу [12].

Водночас з вище переліченими способами зварювання тонкостінних конструкцій все більшого розвитку та впровадження набуває лазерне зварювання. За останні 10 років відбувся стрімкий розвиток лазерних технологій, що дозволило знизити вартість використаного кіловату потужності лазерного випромінювання приблизно у 10 разів, що зробило лазерне зварювання ще більш конкурентоспроможним по відношенню до традиційних видів зварювання [15]. Це підтверджується даними різних консалтингових агентств, які вказують, що обсяг глобального ринку обладнання для лазерного зварювання у 2022–2023 рр. становив 2,5...2,9 млрд доларів США [16–18]. Очікується, що до 2032 р. цей ринок досягне приблизно 4 млрд доларів США, з середньорічним темпом приросту (CAGR) 5,5 % протягом прогнозованого періоду [18]. Швидкий розвиток лазерних технологій також підтверджується значним збільшенням кількості наукових публікацій, що стосуються лазерної обробки, зокрема лазерного зварювання.

Основними перевагами лазерного зварювання є: відсутність потреби використання складних вакуумних камер, найбільш локалізований термічний вплив, малі розміри зони термічного впливу та мінімальні залишкові деформації.

Незважаючи на стрімкий розвиток лазерного зварювання як високопродуктивної технології з глибоким проплавленням, мінімальними деформаціями та високою швидкістю процесу, низка технічних задач і проблем залишається актуальною та досі не

має остаточного вирішення. Серед них – утворення кратерів на початку та в кінці зварного з'єднання, забезпечення надійного газового захисту, ефективний тепловідвід, контроль зварювальних напружень і деформацій, а також надійне притискання зварюваних крайок тонколистових деталей.

Метою даної роботи є аналіз наукових робіт стосовно лазерного зварювання тонкостінних виробів; визначення поширених проблем, які виникають при зварюванні таких виробів та пошук можливих шляхів їх вирішення.

Аналіз проблеми утворення кратера у зварному з'єднанні. Утворення кратерів у кінці зварного з'єднання під час лазерного зварювання є добре вивченою, але досі актуальною темою при виготовленні кільцевих зварних з'єднань тонкостінних конструкцій. Її актуальність зберігається через зміну умов зварювання, зокрема товщини та типу матеріалу, конструкції з'єднання, типу та характеристик джерела лазерного випромінювання, а також особливостей геометрії виробу. Через це проблема має переважно технологічний характер і потребує індивідуального підходу. Для ефективного усунення кратерів необхідно шукати технічні рішення з урахуванням конкретних особливостей виробу, параметрів зварювання та властивостей матеріалу.

Згідно зі стандартом ДСТУ 3761.3-98 [19], кратер – це заглиблення, яке утворюється в кінці зварного з'єднання під дією тиску електричної дуги і (або) струменя газів та об'ємної усадки металу в процесі його кристалізації. У міжнародній термінології цей дефект позначається як «crater» (рис. 2). Проблема утворення кратера в кінці зварного з'єднання давно відома, однак із розвитком зварювальних технологій, тонкостінних або замкнених з'єднань, де неможливо використати традиційні вивідні планки, вона набуває актуальності [20].

Попри зовнішню простоту, зона кратеру є вкрай складною з точки зору термодинаміки, гідродинаміки, металургії та напружено-деформованого стану. Саме тут найчастіше виникають гарячі тріщини, пори, усадкові раковини, мікровключення,

які погіршують механічні властивості з'єднання, знижують герметичність і, за несприятливих умов, можуть призвести до передчасного руйнування зварного з'єднання під дією навантажень [21, 22].

Особливо складним є керування процесом завершення процесу зварювання. У той час як більшість технологічних рішень спрямовані на забезпечення стабільної зварювальної ванни в стаціонарному режимі, зона завершення є нестійкою за своєю природою: після припинення дії джерела тепла змінюється характер теплових потоків, розподіл температури, швидкість кристалізації, що веде до локальної втрати балансу фазових і гідродинамічних процесів. Як наслідок, кратер стає концентратором залишкових напружень і джерелом ініціації тріщин. Окрім холодних тріщин, залишається проблема утворення також і гарячих тріщин під час лазерного зварювання аустенітних корозійностійких сталей [23, 24]. Основною причиною їхнього виникнення є наявність у мікροструктурі металу зварного з'єднання залишкових розплавлених плівок зниженої температури плавлення, які утворюються внаслідок мікросегрегації легкоплавких елементів, таких як сірка, фосфор, мідь, кремній, або утворення евтектик на основі Ni_3S_2 , Fe_3P тощо [23]. Під дією усадкових напружень, що виникають під час охолодження, або внаслідок різкої зміни теплових потоків у зоні завершення зварного з'єднання ці плівки втрачають цілісність, утворюючи гарячі тріщини.

Уникнення утворення кратерів на початку та в кінці зварного з'єднання є важливою умовою забезпечення високої якості та герметичності зварних з'єднань, особливо під час лазерного зварювання. Одним із ключових підходів до мінімізації кратерів при лазерному зварюванні є корегування теплового балансу на початку та в кінці зварного з'єднання.

Найбільш розповсюдженою та ефективною стратегією уникнення формування кратерів є зниження потужності лазерного випромінювання в кінці зварного з'єднання (ramp-down) [20]. Метод зменшення потужності лазерного випромінювання

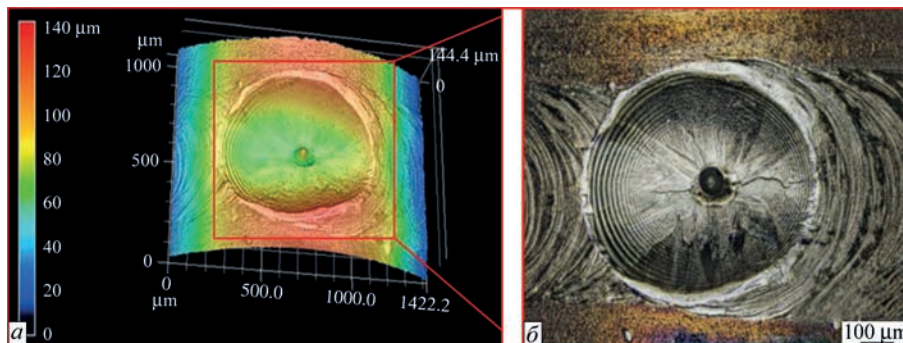


Рис. 2. Кратер з тріщинами в кінці зварного з'єднання під час лазерного зварювання: 3D сканування кратера (а), вид зверху на кратер (б) [20]

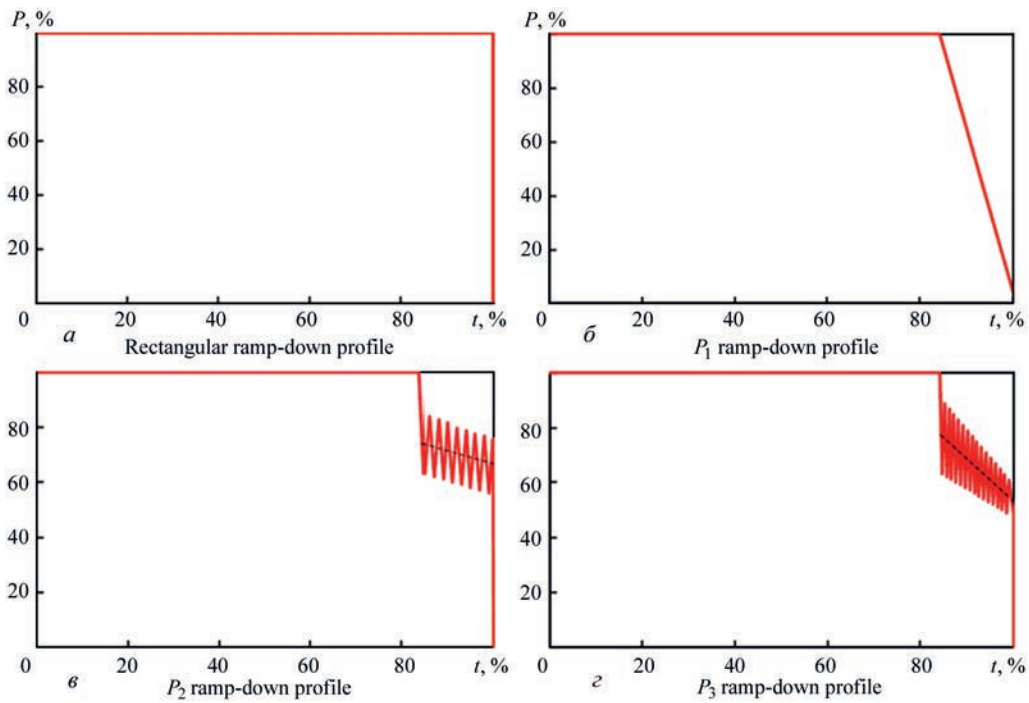


Рис. 3. Профілі зниження потужності лазера: прямокутний (а), P_1 (б), P_2 (в), P_3 (г) [20]

в кінці зварного з'єднання дозволяє знизити температуру в зварювальній ванні, сприяючи рівномірній кристалізації. Завдяки зменшенню градієнтів температур і швидкості охолодження досягається зниження усадкових напружень, зменшується схильність до гарячих тріщин і мінімізується ризик формування усадкової раковини в кратері [20]. У своєму дослідженні Kenda та ін. [20] використовували три варіанти профілів зниження потужності лазерного випромінювання (RD) (рис. 3).

Профіль P_1 – класичний режим із лінійним зниженням потужності на $-1,5$ Вт/мс для переходу від глибокого проплавлення до теплопровідного режиму. Профіль P_2 – новий підхід із зигзагоподібним спадом: спочатку до 73 % потужності, далі модуляція 53 Гц з нахилом $-0,15$ Вт/мс. Профіль P_3 подібний до P_2 , але з частотою 106 Гц і нахилом $-0,25$ Вт/мс. На рис. 4 наведено вигляд згори трьох типових завершень зварних з'єднань, виконаних за RD-профілями P_1, P_2, P_3 , зображеними на рис. 3 [22]. При зварюванні з профілем P_1 поверхня зварного з'єднання є гладкою, але має кілька довгих осьових тріщин, які зазвичай виникають у таких умовах (рис. 4, а). Ці тріщини починаються з моменту зниження потужності та в певній зоні зварного з'єднання спостерігається їх паралельне існування по ширині. Поверхня завершення зварного з'єднання при використанні зигзагоподібних профілів P_2 і P_3 (рис. 4, б і 4, в) має дугоподібну структуру, тобто містить виражені зони кристалізації. Кількість таких зон відповідає числу циклів модуляції потужності, закладених у відповід-

ний RD-профіль. Із зображень рис. 4, б і 4, в також видно, що при використанні зигзагоподібних профілів утворюються лише короткі поверхневі тріщини. Це пояснюється тим, що потужна модуляція лазерного променя формує зони кристалізації, які діють як бар'єри для поширення тріщин [20].

Існує ще декілька методів уникнення утворення кратерів, а саме: розфокусування лазерного випромінювання, зварювання з перекриттям шва та використання «заглажувального» шва [25]. Недоліком методу розфокусування лазерного випромінювання є необхідність використання складних оптичних систем у зварювальних головках, які забезпечують контрольовану зміну фокусної відстані. Метод «заглажувального» шва вимагає додаткового проходу, що також збільшує час обробки та додаткові внутрішні напруження за рахунок повторного теплового впливу.

За результатами огляду наукових робіт, присвячених дослідженню формування кратерів в кінці зварного з'єднання, можна зробити наступний висновок. Попри наявність певної кількості наукових робіт за цим напрямком, все ще залишається не розкритою тема утворення кратера при лазерному зварюванні саме тонкостінних зварних з'єднань із корозійностійких сталей. Тому подальші дослідження за цим напрямком залишаються актуальними.

Аналіз проблеми забезпечення газового захисту зони зварювання. Тема газового захисту під час зварювання концентрованими джерелами енергії є актуальною через те, що більшість способів передбачають зварювання на відкритому по-

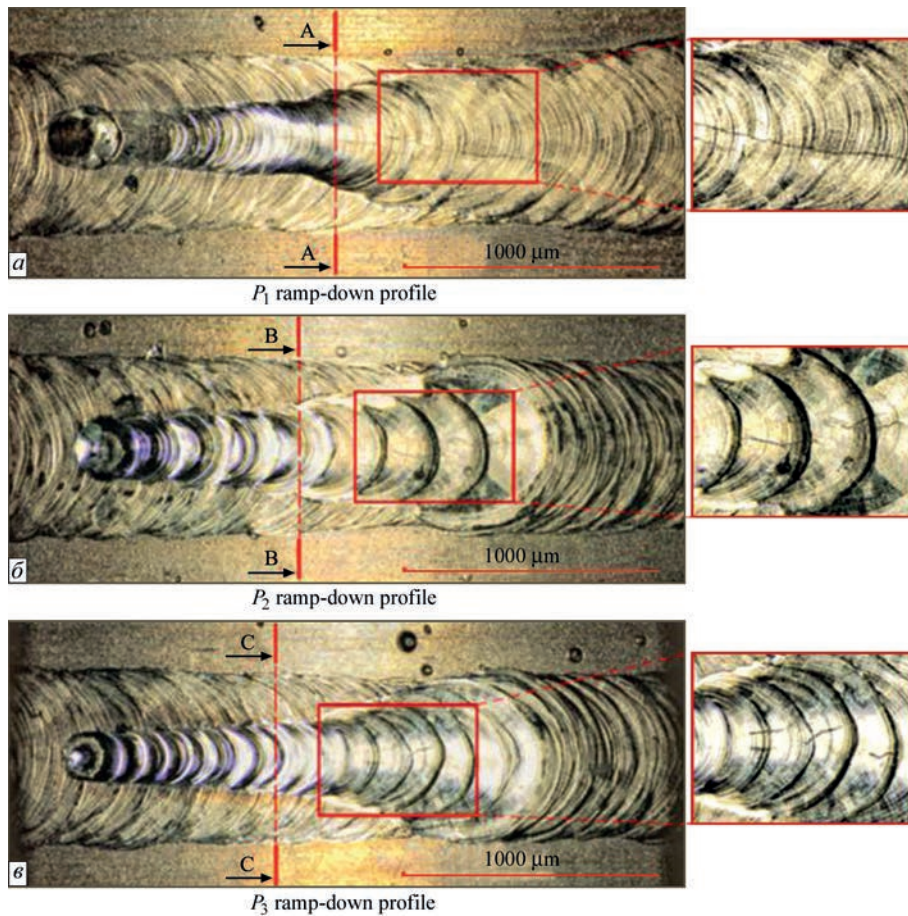


Рис. 4. Порівняння морфології тріщин на поверхні зварного з'єднання при різних профілях зниження потужності лазера: P_1 (а); P_2 (б); P_3 (в) [20]

вітрі без використання вакуумних камер. Газовий захист у таких випадках відіграє одну з ключових ролей. Через високу температуру та локалізовану дію теплового джерела навіть незначне потрапляння повітря в зону зварювання може призвести до утворення оксидних плівок, пор, тріщин та інших дефектів. Це погіршує структуру металу, знижує міцність і довговічність зварних з'єднань [26–29]. Одним із головних чинників, що знижують ефективність газового захисту під час зварювання, є турбулентність потоку. При переході від ламінарного до турбулентного режиму відбувається інтенсивне змішування захисного газу з навколишнім повітрям, внаслідок чого концентрація кисню в зоні зварювання стрімко зростає (рис. 5) [30, 31]. Унаслідок обміну імпульсом на перехідному шарі з навколишнім середовищем або зі стінкою (тобто металевою поверхнею), профіль швидкості зазнає асиметричних змін зі збільшенням довжини поширення [32]. Тому аналіз приповерхневого та вільного струменів [33] дає змогу оцінити ефективність подачі захисного газу через плоскі або трубчасті сопла.

Приповерхневі струмені демонструють суттєво довшу ламінарну ділянку потоку та меншу

турбулентність за того самого числа Рейнольдса [34], що свідчить про перевагу плоских сопел порівняно з іншими формами. Швидкість потоку захисного газу є одним із найбільш детально досліджених параметрів завдяки зручності його регулювання. Blackburn та ін. [35] встановили, що зменшення швидкості потоку покращує зовнішній вигляд зварного шва, оскільки надто велика швидкість спричиняє турбулентність у газовому потоці. Vyskoč [36] дослідив вплив швидкості потоку на форму зварного шва та з'ясував, що її підвищення зменшує енергію, яку поглинає плазмовий факел, і водночас збільшує ширину шва. У роботі проаналізовано взаємозв'язок між відстанню подачі захисного газу та пористістю зварного шва. Оптимальна відстань подачі дозволила стабілізувати парогазовий канал і зменшити утворення пор. Крім витрати газу, увагу дослідників привернуло й положення сопла газового захисту [37]. Samrana та ін. [38] дійшли висновку, що для ефективного захисту газ треба подавати під прямим кутом до поверхні заготовки, а висоту сопла необхідно мінімізувати, щоб забезпечити надійний захист парогазового каналу та високотемпературної зони зварювання. Wang та ін. [39] дослідили вплив кута

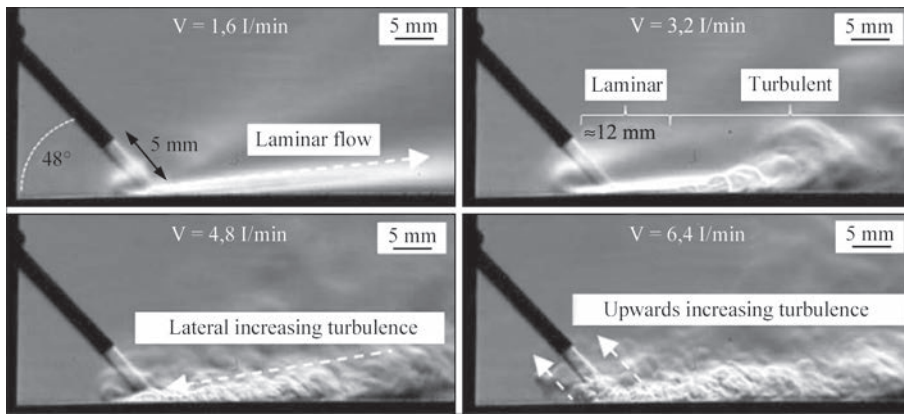


Рис. 5. Характер потоку гелію в залежності від швидкості подачі газу, візуалізований за допомогою шлірен-зображення [31]

нахилу сопла та встановили, що зі зменшенням кута збільшується розмір зони газового захисту.

Найхарактернішим проявом недостатнього газового захисту зони зварювання є утворення оксидних плівок на поверхні металу, так званих кольорів мінливості. На корозійностійких сталях такі оксидні плівки формуються при температурах понад 300 °С. Їхня товщина залежить від температурного режиму, тривалості нагріву та вмісту кисню у зоні зварювання (рис. 6). Області з оксидними плівками мають нижчу корозійну стійкість порівняно з основним металом, що може спричинити розвиток локальної корозії [27, 40].

Колір оксидних плівок, які утворюються під час зварювання, змінюється від світло-солом'яного до темно-синього залежно від температури. Це пов'язано з формуванням оксидних плівок, у скла-

ді яких переважають хром і залізо. Під час окиснення легуючі елементи, зокрема хром, можуть дифундувати до поверхні, оскільки окислюються легше, ніж залізо [26]. Унаслідок цього під плівкою утворюється зона зі знизеним вмістом хрому, що негативно впливає на корозійну стійкість цієї ділянки порівняно з рештою об'єму сталі [42]. Швидкість окислення та ступінь виснаження легуючих елементів у зоні під плівкою визначаються не загальним хімічним складом сталі, а властивостями самої оксидної плівки, зокрема її здатністю до дифузії [43]. На поверхні формуються неоднорідні оксиди, які складаються переважно з хрому та заліза. Через свою неоднорідну структуру, наявність дефектів і внутрішніх напружень така оксидна плівка не забезпечує надійного захисту від корозії. У відповідних середовищах це може при-

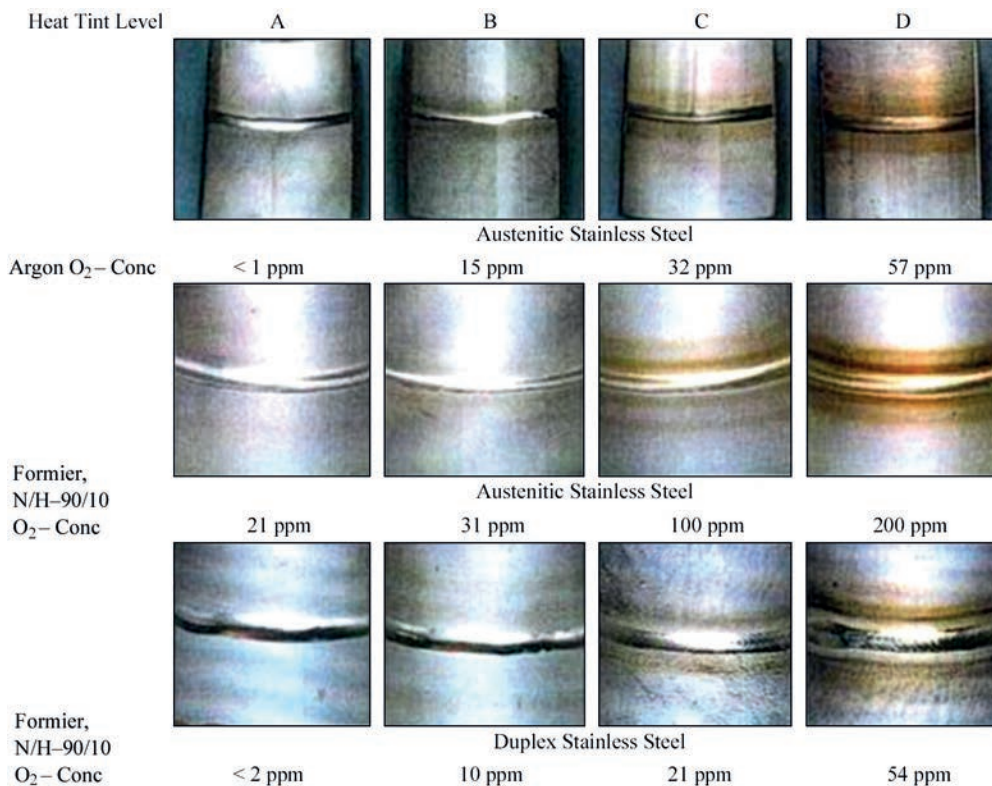


Рис. 6. Кольори оксидних плівок на поверхні корозійностійких сталей залежно від концентрації кисню в зоні зварювання [41]

зводити до локальної корозії у зоні зі зниженим вмістом хрому, розташованій під плівкою [44].

Під час експлуатації зварні з'єднання із корозійностійких сталей можуть піддаватися різним видам корозії, а саме: точковій, щілинній, міжкристалітній та стрес-корозії [27, 45–49]. Захисна пасивна плівка на поверхні корозійностійкої сталі забезпечує високу стійкість до рівномірної корозії у типових окисних середовищах. Однак за наявності агресивних чинників можливе локальне руйнування цієї плівки, що призводить до розвитку точкової корозії [47, 50]. Вплив підвищених температур у межах 500...800 °С (так звані «критичні температури») під час зварювання з подальшим повільним охолодженням на повітрі робить аустенітну корозійностійку сталь AISI 304 завтовшки 2 мм вразливою до міжкристалітної корозії [48, 51, 52]. У цих умовах уздовж границь зерен випадають карбіди хрому, що знижує вміст хрому в прилеглий зоні.

Якщо концентрація хрому зменшується нижче за критичний рівень для пасивації (приблизно 11,5 %), ця зона стає анодною по відношенню до решти зерна, що призводить до сенсibiлізації матеріалу та його схильності до міжкристалітної корозії [52]. Зони, збіднені на хром, також можуть стати шляхами переважного розвитку інших видів локальної корозії або розповсюдження тріщин за наявності напружень розтягу [53].

Для запобігання утворенню оксидних плівок на поверхні металу під час зварювання та зниженню ймовірності корозійних руйнувань використовують спеціальні системи газового захисту. Вони забезпечують подачу захисного газу в зону зварювання з метою ізоляції розплавленого металу та прилеглих ділянок від контакту з киснем, азотом і вологою з навколишнього середовища. Розробка ефективних пристроїв газового захисту є актуальним напрямом досліджень, адже якість зварного з'єднання значною мірою залежить від стабільності та рівномірності газового потоку. У низці наукових праць запропоновано технічні рішення, спрямовані на формування ламінарного потоку захисного газу, що дозволяє підвищити ефективність захисту та мінімізувати утворення дефектів у зварному з'єднанні [30, 54, 55].

Один із ключових прийомів забезпечення надійного газового захисту полягає в поетапному формуванні рівномірного ламінарного потоку. Для початкового вирівнювання швидкості газу використовують дифузори зі спеченого металу або металевої піни, які значно знижують турбулентність і забезпечують однорідніший розподіл газу [30]. Залежно від вимог до якості захисту та конструкції

сопла, можливе використання як окремих елементів, так і їх комбінації. Наприклад, після дифузора може бути встановлена стільникова структура, яка спрямовує потік уздовж осі сопла, ефективно зменшуючи поперечні коливання швидкості. При цьому для досягнення достатньої стабілізації обирається співвідношення довжини до діаметра комірок не менше ніж 5:1, що забезпечує пригнічення турбулентності та сприяє формуванню ламінарного потоку [54]. Важливу роль відіграє конструктивне уникнення різких змін у формі та перерізі внутрішніх каналів сопла. Перехідні ділянки між секціями виконуються з радіусами, що зменшує ймовірність зриву потоку та утворення нових зон турбулентності. Таке плавне спрямування забезпечує рівномірний ламінарний потік, особливо якщо довжина каналу є достатньою для формування повноцінного параболічного профілю швидкості [30]. Ще одним поширеним прийомом є використання кількох напрямків подачі захисного газу [55]. Газ подається як безпосередньо в зону зварювання, так і в навколишній простір. Це реалізується через окремі канали: один спрямований прямо на зону зварювання, інший – під кутом або протилежно до напрямку руху променя для запобігання потрапляння повітря, а третій – через центральну камеру з подальшим розподілом через стільникову структуру. Окрім цього, у пристроях передбачають системи відведення зварювального диму, які не порушують основного потоку захисного газу. Для цього застосовуються витяжні сопла, що забирають газ лише з периферії, залишаючи центральну зону з чистим інертним середовищем [55].

За результатами огляду наукових робіт за темою газового захисту видно, що наразі існують роботи, присвячені загальним закономірностям формування ламінарного потоку при зварюванні з відносно великим зазором між притискними планками. Проте розробка пристроїв, здатних забезпечити ефективний ламінарний газовий потік у вузькому зазорі між близько розташованими притискними планками кондуктора залишається поза полем досліджень. Це підтверджує актуальність створення пристроїв газового захисту для таких умов зварювання.

Аналіз проблеми виникнення зварювальних напружень і деформацій. Зварювання високонцентрованими джерелами енергії неминуче призводить до утворення залишкових напружень і деформацій після охолодження зони зварювання. Унаслідок локального теплового впливу та подальшого нерівномірного охолодження виникають вну-

трішні напруження та деформації, які можуть суттєво впливати на геометричну точність і міцність конструкцій [56]. На рис. 7 наведено типові форми деформацій, що виникають під час зварювання плоских деталей. Поперечна та поздовжня усадка, а також кутова деформація є трьома основними типами зварювальних деформацій, які зазвичай поєднуються в реальних зварних конструкціях [57].

У разі зварювання тонколистового металу з великим тепловим впливом щодо товщини матеріалу, можливе утворення деформацій типу вигину [57]. Такі деформації є однією з головних причин виникнення розмірних похибок і призводять до зменшення жорсткості та несучої здатності зварних конструкцій із тонколистової сталі. Рис. 8 ілюструє розподіл залишкових напружень у стиковому зварному з'єднанні. Зокрема на рис. 8, а показано розподіл поздовжніх залишкових напружень (у напрямку зварювання) як вздовж шва, так і на поперечному перерізі в його центрі. У зоні навколо лінії зварювання фіксуються максимальні розтягувальні залишкові напруження. У віддалених від зони шва ділянках для збереження рівноваги формуються стискальні напруження. Уздовж лінії зварювання залишкові напруження на її кінцях зменшуються до нуля через вільні межі. Аналогічно на рис. 8, б наведено розподіл поперечних залишкових напружень: вони є розтягувальними у центрі та стискальними на початку й кінці шва, а на краях пластини – наближаються до нуля [57].

Рівень зварювальних деформацій і залишкових напружень значною мірою визначається величиною теплового впливу. Як правило, зі збільшенням тепловкладення підвищуються як залишкові напруження, так і ступінь деформації [58]. У цьо-

му сенсі лазерне зварювання, яке характеризується високою щільністю енергії, є вигідним, оскільки вимагає меншого тепловкладення порівняно з іншими методами зварювання [59].

Розвиток залишкових напружень під час зварювання пов'язаний із взаємодією металургійних змін і морфології мікроструктури. Залишкові напруження розтягу негативно впливають на структурну цілісність, тоді як залишкові напруження стиску зазвичай чинять позитивний вплив, зокрема підвищують втомну міцність [60, 61]. Зміна напружень, зумовлена розміром зерен, може бути наслідком варіації властивостей аустенітної й феритної фаз, зокрема пружної деформації, термічної та пластичної невідповідності. Водночас параметр кристалічної решітки, що є функцією вмісту інтерстиціальних атомів, має вирішальне значення для інтерпретації бажаних залишкових напружень у розширеному аустеніті сталі AISI 316 [62]. З іншого боку, доведено, що твердофазне перетворення певною мірою впливає на розподіл залишкових напружень у корозійностійкій сталі AISI 304, однак цей вплив не є суттєвим [63].

У дослідженні [60] вивчали вплив мікроструктури та тепловкладення на залишкові напруження після лазерного зварювання корозійностійкої сталі AISI 304 завтовшки 1 мм. У ході досліджень проводилось лазерне зварювання зі сталюю потужністю лазерного випромінювання 750 Вт, при цьому змінювалась швидкість зварювання в діапазоні 0,6...1 м/хв, а також величина розфокусування 0...-1 мм. Встановлено, що співвідношення еквівалентів хрому до нікелю близько 1,69 підтверджує режим кристалізації типу ферит-аустеніт, при якому мікроструктура складається з комбінованої фази голчастого та пластинчастого δ -фе-

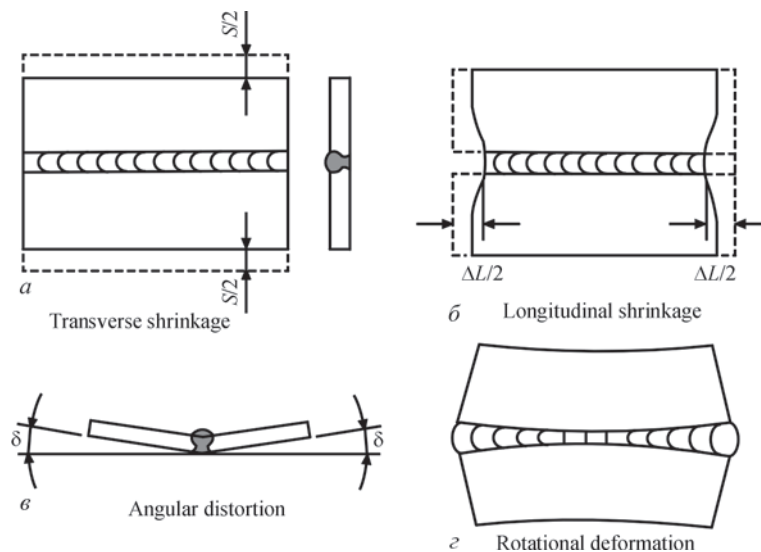


Рис. 7. Типові деформації при зварюванні: поперечна усадка (а); поздовжня усадка (б); кутова деформація (в); обертальна деформація (г) [57]

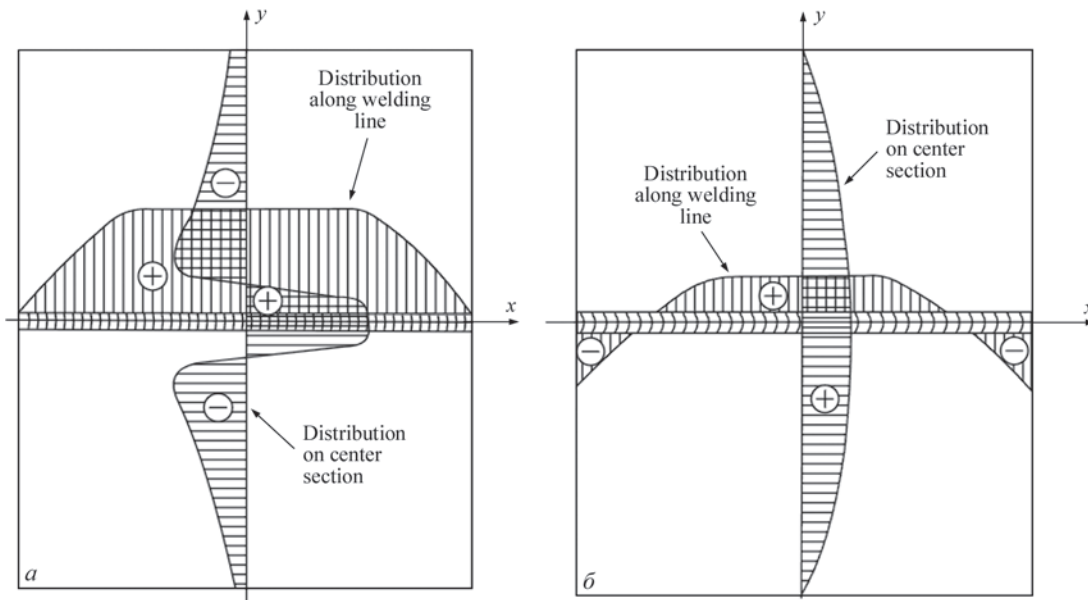


Рис. 8. Схема розподілу залишкових напружень зварювання: напруження в напрямку зварювання (а), напруження в поперечному напрямку (б) [57]

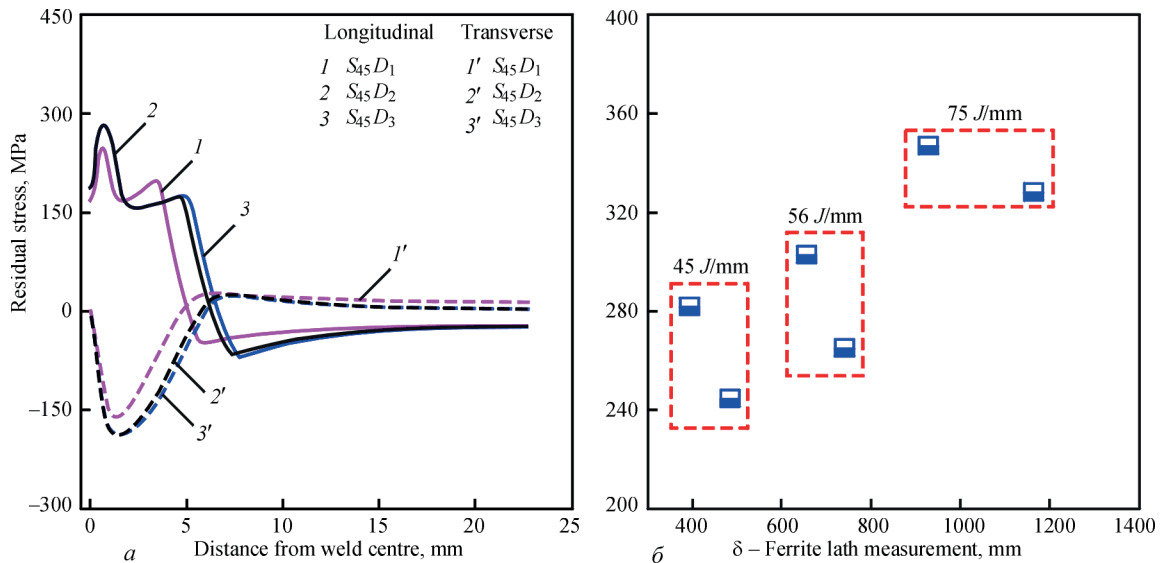


Рис. 9. Розподіл залишкових напружень при найнижчому тепловкладенні 45 Дж/мм (а), зміна розміру первинних дендритів δ -фериту в залежності від залишкових напружень (б) [60]

риту в аустенітній матриці. Максимальний вміст δ -фериту (12 %) досягається при найнижчому тепловкладенні 45 Дж/мм, тоді як при підвищенні до 75 Дж/мм його кількість зменшується до 7...8 %. З ростом тепловкладення збільшується товщина дендритів з 484 до 927 нм, а міждендритний інтервал подвоюється з 3 до 6 мкм, при цьому відбувається зменшення пластинчастого δ -фериту на користь голчастого.

Найвища якість зварного з'єднання спостерігається при мінімальному тепловкладенні, що пояснюється дуже дрібною дендритною структурою та мінімальним міждендритним інтервалом. Вищий коефіцієнт термічного розширення нікелю порівняно з хромом викликає напруження розтягу в γ -аустенітній фазі та напруження стиску в δ -феритній ден-

дритній. При низькому тепловкладенні, що збільшує вміст хрому та зменшує – нікелю, виникають напруження стиску, які сприяють зниженню залишкових напружень. Також зменшення тепловкладення з 75 до 45 Дж/мм знижує поздовжні напруження розтягу до 245 МПа, що нижче границі плинності, а поперечні залишкові напруження змінюються з розтягвальних на стискальні (рис. 9) [60].

Для зменшення рівнів напружень і деформацій можливе використання декількох підходів, наприклад, використання близько розташованих зовнішніх притискних планок кондуктора при зварюванні прямошовних зварних з'єднань труб. Зовнішні притискні планки суттєво знижують залишкові напруження та зварювальні деформації більш ніж на 30 % у порівнянні варіантом без використан-

ня притискних планок [64]. Використання мідних підкладок зі зворотної сторони зварного з'єднання також суттєво знижує залишкові напруження та деформації [65].

Аналіз результатів розглянутих робіт. За результатами літературного огляду сучасних наукових робіт на тему лазерного зварювання тонкостінних деталей встановлено наступне:

1. Утворення кратерів у кінці зварного з'єднання під час лазерного зварювання є добре вивченою, але досі актуальною темою при виготовленні кільцевих з'єднань тонкостінних конструкцій. Актуальність цього питання зумовлена зміною умов зварювання, таких як товщина та тип матеріалу, конструкція з'єднання, характеристики джерела лазерного випромінювання, геометрія зварюваної деталі тощо. Проблема має технологічний характер і потребує індивідуального підходу для конкретного виробу. Попри наявність досліджень, основна увага в них приділяється зварюванню різномірних металів або вуглецевих сталей [20, 25]. Робіт, що стосуються саме зварювання тонкостінних елементів із аустенітної корозійностійкої сталі, залишається обмежена кількість. Це створює запит на подальші дослідження в напрямку уникнення утворення кратерів при зварюванні тонкостінних виробів з віссю обертання, виготовлених із корозійностійких сталей. Одним із найперспективніших підходів для усунення формування кратерів є використання плавного підвищення та зниження потужності лазерного випромінювання на початку та в кінці процесу зварювання відповідно. Застосування зигзагоподібної модуляції потужності дозволяє зменшити довжину кристалізаційних тріщин в кратері та обмежити їх проникнення вглиб зварного з'єднання [20]. Крім того, зварювання з перекриттям шва та заглажувального шва також сприяють зниженню ризику формування кратерів і кристалізаційних тріщин [25]. Подальші перспективи досліджень полягають в оптимізації профілів підвищення та зниження потужності лазерного випромінювання в процесі зварювання з урахуванням конкретної геометрії з'єднання та властивостей матеріалу.

2. Газовий захист при лазерному зварюванні тонкостінних виробів у вузькому зазорі між притискними планками є важливим для запобігання утворенню оксидних плівок, пор і зниження корозійної стійкості з'єднань. Наразі існують роботи, присвячені загальним закономірностям формування ламінарного потоку при зварюванні з відносно великим зазором між притискними планками [30, 54, 55]. Проте розробка пристроїв, здатних забезпечити ефективний ламінарний газовий потік у

вузькому зазорі між близько розташованими притискними планками кондуктора, залишається поза полем досліджень. Це підтверджує актуальність створення пристроїв газового захисту для таких умов зварювання. Для зменшення турбулентності в потоці, забезпечення стабільного та постійного газового захисту в зоні зварювання перспективним є використання додаткових газорозподільних елементів у конструкції пристрою газового захисту на основі металевих сіток або зпеченого пористого металу, що дозволяють стабілізувати швидкість і зменшити інтенсивність змішування з атмосферним повітрям [30, 54]. Важливу роль також відіграє співвідношення діаметра до довжини каналу вихідних отворів, яке має бути не менше ніж 1:5 для забезпечення стабільності ламінарного потоку [54, 55]. Подальші дослідження доцільно зосередити на розробці пристрою газового захисту для зварювання в умовах вузького зазору між притискними планками кондуктора, який би забезпечував стабільний ламінарний потік захисного газу.

3. Проблема деформацій і залишкових напружень у тонкостінних зварних конструкціях є особливо критичною через малу жорсткість елементів і високу чутливість до теплового впливу. Навіть при використанні лазерного зварювання з меншим рівнем тепловкладення в порівнянні з іншими методами зварювання, деформації, викликані концентрованим джерелом тепла, можуть призводити до втрати геометричної точності та міцності виробів і зварних з'єднань відповідно [56, 57]. Серед відомих рішень найбільш ефективними є застосування мідних підкладок, які за рахунок високої теплопровідності забезпечують ефективне тепловідведення та зменшує розміри зони термічного впливу, а також оптимізація режимів лазерного зварювання, що знижують рівні напружень і деформацій зварених виробів [60, 64, 65]. Важливою умовою ефективності цих рішень є оптимальне розміщення притискних планок кондуктора та забезпечення повного прилягання деталей до мідної підкладки. Подальші дослідження можуть бути спрямовані на вивчення напружень і деформацій у звареній деталі при різних відстанях притискних планок кондуктора.

Висновки

Аналіз наукових робіт з лазерного зварювання тонкостінних виробів дозволив встановити, що:

1. Ефективним підходом до усунення кратерів у кінці зварного шва є застосування спеціальних профілів модуляції потужності лазера на завершення процесу зварювання. Використання зигзагоподібної модуляції з частотою 53...106 Гц і на-

хилом зниження потужності $-0,15 \dots -0,25$ Вт/мс дозволяє значно зменшити довжину кристалізаційних тріщин, які утворюються в кратері, та знизити ризик їх проникнення вглиб зварного з'єднання, що підвищує надійність і герметичність конструкції. Крім того, зварювання з перекриттям шва та загладжувального шва зі зменшеною потужністю лазерного випромінювання також сприяють зниженню ризику формування кратерів і кристалізаційних тріщин.

2. Для забезпечення стабільного ламінарного потоку захисного газу доцільно застосовувати пристрої з дифузорами зі спеченого металу та каналами з конструктивним співвідношенням довжини до діаметра не менше ніж 5:1. Такі технічні рішення сприяють зниженню турбулентності, обмежують потрапляння атмосферного повітря до зони зварювання та запобігають утворенню оксидних плівок, що знижують корозійну стійкість з'єднання.

3. Для сталі AISI 304 завтовшки 1 мм оптимізація режимів лазерного зварювання, зокрема зменшення тепловкладення до 45 Дж/мм, дозволяє знизити рівень поздовжніх залишкових напружень до 245 МПа, що нижче границі плинності, та перевести поперечні напруження з розтягувальних до стискальних. Додаткове використання мідних підкладок і притискних елементів забезпечує ефективне тепловідведення та дозволяє зменшити деформації на понад 30 %, що важливо для забезпечення геометричної точності та надійності тонкостінних конструкцій.

Список літератури/References

1. Azanaw, G.M. (2025) Thin-walled structures in structural engineering: A comprehensive review of design innovations, stability challenges, and sustainable frontiers. *American J. of Materials Synthesis and Processing*, 10(1), 18–26. DOI: <https://doi.org/10.11648/j.ajmsp.20251001.13>
2. Trzepieciński, T., Najm, S.M., Sbayti, M., Belhadjsalah, H., Szpunar, M., Lemu, H.G. (2021) New advances and future possibilities in forming technology of hybrid Metal–Polymer composites used in aerospace applications. *J. of Composites Science*, 5(8), 217. DOI: <https://doi.org/10.3390/jcs5080217>
3. Zhou, B., Liu, B., Zhang, S. (2021) The advancement of 7XXX series aluminum alloys for aircraft structures: A review. *Metals*, 11(5), 718. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11050718>
4. Manfredi, J. (2019) Stainless steel application and fabrication in the biotech industry. In: *Filtration and Purification in the Biopharmaceutical Industry*. Third Edition. CRC Press, 169–190. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781315164953-8>
5. Dewangan, A.K., Patel, A.D., Bhadania, A.G. (2015) Stainless steel for dairy and food industry: A review. *J. of Material Science & Engineering*, 4, 5. DOI: <https://doi.org/10.4172/2169-0022.1000191>
6. Dutta, S. (2018) Different types and new applications of stainless steel. *Stainless steel*, 62(5), 86–91. https://www.researchgate.net/profile/S-Dutta/publication/330383386_Different_Types_and_New_Applications_of_Stainless_Steel/links/5c3d6a31a6fdcc6b5ad9ee0/Different-Types-and-New-Applications-of-Stainless-Steel.pdf

7. Zheng, C., Yu, W. (2018) Effect of low-temperature on mechanical behavior for an AISI 304 austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 710, 359–365. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.003>
8. Sunny, K.T., Korra, N.N. (2021) A systematic review about welding of super austenitic stainless steel. *Materials Today Proceedings*, 47, 4378–4381. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.05.185>
9. ISO 15510:2014. (2014) *Stainless steels – Chemical composition, Edition 2. International Organization for Standardization*. <https://www.iso.org/obp/ui/en/#iso:std:iso:15510:ed-2:vl:en>
10. Boulos, M. I., Fauchais, P., Pfender, E. (2023) *Plasma torches for cutting, welding and PTA coating*. Springer eBooks, pp. 1–83. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-319-12183-3_47-1
11. Węglowski, M., Błacha, S., Phillips, A. (2016) Electron beam welding – Techniques and trends – Review. *Vacuum*, 130, 72–92. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2016.05.004>
12. Ogundimu, E.O., Akinlabi, E.T., Erinsho, M.F. (2019) Comparative study between TIG and MIG welding processes. *J. of Physics Conference Series*, 1378(2), 022074. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1378/2/022074>
13. Khoshnaw, F., Krivtsun, I., Korzyk, V. (2023) *Welding of Metallic Materials. Methods, Metallurgy, and Performanc. Chapter 2 – Arc welding methods*. Elsevier eBooks, pp. 37–71. DOI: <https://doi.org/10.1016/b978-0-323-90552-7.00004-3>
14. Ahmad, A.Y., Al-Qenaei (2016) Fusion welding techniques. *International J. of Engineering Research and Applications*, 6(3), 78–83. <https://www.academia.edu/download/47559936/M6302078083.pdf>
15. Yurchenko, Yu.V., Bernatskiy, A.V., Siora, O.V., Sokolovskiy, M.V., Bondarieva, V.I. (2024) Analysis of actual problems of laser welding of stainless steel thin sheets and search for solutions. *International J. of Science Engineering and Technology*, 12(5), 1–9. DOI: <https://doi.org/10.61463/ijset.vol.12.issue.5.289>
16. Singh, A., Singh, S. (2024). Laser Welding Machine Market Size, Forecast 2024 – 2032. In: *Global Market Insights Inc.* <https://www.gminsights.com/industry-analysis/laser-welding-machine-market>
17. (2022) *Laser Welding Market Size, Industry Share & Trends – 2032*. <https://www.futuremarketinsights.com/reports/laser-beam-welding-equipment-market>
18. Allied Market Research (2023) *Laser Welding System Market Size, Share, Competitive Landscape and Trend Analysis Report, By Laser type, by power, By Application: Global Opportunity Analysis and Industry Forecast, 2023–2032*. Allied Market Research. <https://www.alliedmarketresearch.com/laser-welding-system-market-A135089>
19. ДСТУ 3761.3–98. *Зварювання та споріднені процеси. Частина 3. Зварювання металів: з'єднання та шви, технологія, матеріали та устаткування. Терміни та визначення*. Чинний від 01.07.1999. Київ, Держстандарт України. DSTU 3761.3–98. *Welding and allied processes. Part 3. Welding of metals: welded joints and welds, technology, materials and equipment. Terms and definitions*.
20. Kenda, M., Klobčar, D., Nagode, A., Bračun, D. (2021) Analysis and prevention of weld crater cracking in circumferential laser microwelding of automotive pressure sensors. *Engineering Failure Analysis*, 128, 105579. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105579>
21. Artinov, A., Karkhin, V., Bachmann, M., Rethmeier, M. (2020) Mathematical modeling of the geometrical differences between the weld end crater and the steady-state weld pool. *J. of Laser Applications*, 32, 022024. DOI: <https://doi.org/10.2351/7.0000068>
22. Lai, W.J., Ganguly, S., Suder, W. (2020) Study on effect of laser keyhole weld termination regimes and material composition on weld overlap start-stop defects. *J. of Manufacturing Processes*, 58, 416–428. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.012>
23. Norouzian, M., Elahi, M.A., Plapper, P. (2023) A review: Suppression of the solidification cracks in the laser welding process by controlling the grain structure and chemical compositions. *J. of Advanced Joining Processes*, 7, 100139. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2023.100139>

24. Wang, D., Zhang, F., Warinsiriruk, E., Zhu, Q., Li, T., Li, H., Xu, N., Han, K., Wang, Z., Yang, S. (2024) A novel method for evaluating solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel using trapezoidal hot cracking test during laser welding. *Optics & Laser Technology*, **175**, 110789. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2024.110789>
25. Gook, S., Üstündağ, Ö., Gumenyuk, A., Rethmeier, M. (2019) Avoidance of end crater imperfections at high-power laser beam welding of closed circumferential welds. *Welding in the World*, **64**, 407–417. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00841-x>
26. Łabanowski, J., Głowacka, M. (2011) Heat tint colours on stainless steel and welded joints. *Welding International*, **25(7)**, 509–512. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507116.2010.540837>
27. Bobić, B., Jegdić, B., Gligorijević, B. (2014) Analysis of corrosion damage in a boiler made of AISI 304L stainless steel. *Zastita Materijala*, **55(1)**, 33–37. DOI: <https://doi.org/10.5937/zasmat1401033b>
28. McNicol, J., Narayanan, B., Sridhar, N., Fink, C. (2022) Corrosion resistance of austenitic stainless steel welds with no-backing gas. *Welding in the World*, **67**, 819–830. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01442-x>
29. Wickström, L., Hinds, G., Turnbull, A. (2015) Influence of weld preparation procedure and heat tinting on sulfide stress corrosion cracking of duplex stainless steel. *CORROSION*, **71(8)**, 1036–1047. DOI: <https://doi.org/10.5006/1645>
30. Schricker, K., Baumann, A., Bergmann, J.P. (2021) Local shielding gas supply in remote laser beam welding. *J. of Manufacturing and Materials Processing*, **5(4)**, 139. DOI: <https://doi.org/10.3390/jmmp5040139>
31. Schmidt, L., Hickethier, S., Schricker, K., Bergmann, J.P. (2019) Low-spatter high speed welding by use of local shielding gas flows. *High-Power Laser Materials Processing: Applications, Diagnostics, and Systems VIII*, **10911**, 185–197. DOI: <https://doi.org/10.1117/12.2507024>
32. Gersten, K. (1998) Turbulent Boundary Layers I. In: *Kluwick, A. (eds) Recent Advances in Boundary Layer Theory. CISM International Centre for Mechanical Sciences*, Vol. **390**. Springer, Vienna. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-7091-2518-2_5
33. Gersten, K., Herwig, H. (1992) *Strömungsmechanik. Grundlagen der Impuls-, Wärme- und Stoffübertragung aus asymptotischer Sicht. Textbook*. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-322-93970-8>
34. Gogineni, S., Shih, C. (1997) Experimental investigation of the unsteady structure of a transitional plane wall jet. *Experiments in Fluids*, **23**, 121–129. DOI: <https://doi.org/10.1007/s003480050093>
35. Blackburn, J., Allen, C., Hilton, P., Li, L. (2010) Nd: YAG laser welding of titanium alloys using a directed gas jet. *J. of Laser Applications*, **22**, 71–78. DOI: <https://doi.org/10.2351/1.3455825>
36. Vyskoč, M., Sahul, M., Dománková, M., Jurči, P., Sahul, M., Vyskočová, M., Martinkovič, M. (2020) The effect of process parameters on the microstructure and mechanical properties of AW5083 aluminum laser weld joints. *Metals*, **10(11)**, 1443. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10111443>
37. Deepan Bharathi Kannan, T., Sathiyaa, P., Ramesh, T. (2017) Experimental investigation and characterization of laser welded NiTiNol shape memory alloys. *J. of Manufacturing Processes*, **25**, 253–261. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmpro.2016.12.006>
38. Campana, G., Ascari, A., Fortunato, A., Tani, G. (2008) Hybrid laser-MIG welding of aluminum alloys: The influence of shielding gases. *Applied Surface Science*, **255(10)**, 5588–5590. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2008.07.169>
39. Wang, H., Shi, Y., Gong, S., Duan, A. (2007) Effect of assist gas flow on the gas shielding during laser deep penetration welding. *J. of Materials Processing Technology*, **184(1–3)**, 379–385. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.014>
40. Jegdić, B.V., Bobić, B.M., Prokolab, M.M. (2013) Influence of heat tint on corrosion resistance of stainless steels. *Zavarivanje I Zavarene Konstrukcije*, **58(3)**, 121–126. <https://scindeks.ceon.rs/article.aspx?artid=0354-79651303121J>
41. Frantsen, J.E., Mathiesen, T., Hattesen, K.U., Cheepsujayan, P., Bertelsen, B., Aller, H.C. (2008) Common corrosion problems in the brewery sector. *Force Technology*, NACE-08176. <https://onepetro.org/NACECORR/proceedings-abstract/CORR08/All-CORR08/118824>
42. Mahajanam, S., Heidersbach, K. (2021). Corrosion studies of heat-tinted austenitic stainless steel. *Material Performance*. https://nace.mydigitalpublication.com/publication/?i=704427&article_id=4006538&view=articleBrowser&ver=html5
43. Yu, Y., Shironita, S., Souma, K., Umeda, M. (2018) Effect of chromium content on the corrosion resistance of ferritic stainless steels in sulfuric acid solution. *Heliyon*, **4(11)**, e00958. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2018.e00958>
44. Sun, M., Du, C., Liu, Z., Liu, C., Li, X., Wu, Y. (2021) Fundamental understanding on the effect of Cr on corrosion resistance of weathering steel in simulated tropical marine atmosphere. *Corrosion Science*, **186**, 109427. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109427>
45. Zatkalíková, V., Uhrčík, M., Markovičová, L., Kuchariková, L. (2022) Corrosion Behavior of Sensitized AISI 304 Stainless Steel in Acid Chloride Solution. *Materials*, **15(23)**, 8543. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15238543>
46. Wu, X., Liu, Y., Sun, Y., Dai, N., Li, J., Jiang, Y. (2020) A discussion on evaluation criteria for crevice corrosion of various stainless steels. *J. of Material Science and Technology*, **64**, 29–37. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.04.017>
47. Parangusan, H., Bhadra, J., Al-Thani, N. (2021) A review of passivity breakdown on metal surfaces: influence of chloride- and sulfide-ion concentrations, temperature, and pH. *Emergent Materials*, **4**, 1187–1203. DOI: <https://doi.org/10.1007/s42247-021-00194-6>
48. Bansod, A.V., Patil, A.P., Moon, A.P., Khobragade, N.N. (2016) Intergranular corrosion behavior of Low-Nickel and 304 austenitic stainless steels. *J. of Materials Engineering and Performance*, **25**, 3615–3626. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2221-2>
49. Toppo, A., Pujar, M., Sreevidya, N., Philip, J. (2018) Pitting and stress corrosion cracking studies on AISI type 316N stainless steel weldments. *Defence Technology*, **14(3)**, 226–237. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2018.03.004>
50. Yoon, H., Ha, H., Lee, T., Kim, S., Jang, J. H., Moon, J., Kang, N. (2019) Pitting corrosion resistance and repassivation behavior of C-Bearing Duplex stainless steel. *Metals*, **9(9)**, 930. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9090930>
51. Zhou, W., Ma, W., Li, Y., Sun, Y. (2021) Effect of sensitizing treatment on the microstructure and susceptibility to intergranular corrosion of High-Nitrogen austenitic stainless steel. *Metallography Microstructure and Analysis*, **10**, 25–35. DOI: <https://doi.org/10.1007/s13632-020-00708-4>
52. Fujii, T., Suzuki, M., Shimamura, Y. (2022) Susceptibility to intergranular corrosion in sensitized austenitic stainless steel characterized via crystallographic characteristics of grain boundaries. *Corrosion Science*, **195**, 109946. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109946>
53. Cárcel-Carrasco, F., Pascual-Guillamón, M., García, L.S., Vicente, F.S., Pérez-Puig, M. (2019) Pitting corrosion in AISI 304 rolled stainless steel welding at different deformation levels. *Applied Sciences*, **9(16)**, 3265. DOI: <https://doi.org/10.3390/app9163265>
54. Ding, J., Colegrove, P., Martina, F., Williams, S., Wiktorowicz, R., Palt, M.R. (2015) Development of a laminar flow local shielding device for wire + arc additive manufacture. *J. of Materials Processing Technology*, **226**, 99–105. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.07.005>
55. Vykhtar, B., Lingner, M., Richter, A. M., Hoops, F. (2022) Monitoring and local gas shielding at laser-based welding of titanium alloys. *Procedia CIRP*, **111**, 532c535. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.08.085>
56. He, Y., Yang, Z., Yang, D., Duan, R., Xu, J., Wang, W., Shi, M., Xu, G., Chen, S. (2025) Numerical simulation of local cooling on residual stress and deformation of welded joints of unequal thickness plates. *J. of Materials Research and Technology*, **36**, 8410–8420. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.05.057>

57. Murakawa, H. (2013) Residual stress and distortion in laser welding. In: *Handbook of Laser Welding Technologies. Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials*. Elsevier eBooks, pp. 374–398. DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857098771.2.374>
58. Unnikrishnan, R., Idury, K.S., Ismail, T., Bhaduria, A., Shekhawat, S., Khatirkar, R.K., Sapate, S.G. (2014) Effect of heat input on the microstructure, residual stresses and corrosion resistance of 304L austenitic stainless steel weldments. *Materials Characterization*, **93**, 10–23. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.03.013>
59. Deepak, J., RP, A., Sundar, S.S. (2023) Applications of lasers in industries and laser welding: A review. *Materialstoday: Proceedings*, 28 February 2023. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.02.102>
60. Kumar, B., Bag, S., Mahadevan, S., Paul, C., Das, C., Bindra, K. (2021) On the interaction of microstructural morphology with residual stress in fiber laser welding of austenitic stainless steel. *CIRP J. of Manufacturing Science and Technology*, **33**, 158–175. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.03.009>
61. Korinko, P.S., Malene, S.H. (2001) Considerations for the weldability of types 304L and 316L stainless steel. *Practical Failure Analysis*, **1**, 61–68. DOI: <https://doi.org/10.1007/bf02715336>
62. Hummelshøj, T.S., Christiansen, T.L., Somers, M.A. (2010). Lattice expansion of carbon-stabilized expanded austenite. *Scripta Materialia*, **63**(7), 761–763. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.05.031>
63. Lin, Y., Chou, C. (1995) A new technique for reducing the residual stress induced by welding in type 304 stainless steel. *J. of Materials Processing Technology*, **48**(1–4), 693–698. DOI: [https://doi.org/10.1016/0924-0136\(94\)01710-i](https://doi.org/10.1016/0924-0136(94)01710-i)
64. Liu, Y., Wang, P., Fang, H., Ma, N. (2021) Mitigation of residual stress and deformation induced by TIG welding in thin-walled pipes through external constraint. *J. of Materials Research and Technology*, **15**, 4636–4651. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.10.035>
65. Mohammed, M.S., Hamdey, M.D., Kareem, A.H., Majidi, H.S. (2024) Investigation of copper backing plate effects in stainless steel welding distortion, heat distribution, and residual stress. *International J. of Heat and Technology*, **42**(4), 1434–1446. DOI: <https://doi.org/10.18280/ijht.420433>

ACTUAL PROBLEMS OF LASER WELDING OF THIN-WALLED PRODUCTS MADE OF CORROSION-RESISTANT HIGH-ALLOY STEELS (Review)

Yu.V. Yurchenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: yurchenko@paton.kiev.ua

The paper reviews current scientific research on laser welding of thin-walled products made of corrosion-resistant steels. Particular attention is paid to problems affecting the quality of welded joints in products with thin walls. One such problem is the formation of craters at the end of the weld, which is often observed in the manufacture of girth welded joints. It has been established that an effective approach to reducing this defect is to use smooth regulation of the laser radiation power at the beginning and end of the welding process using different types of modulation, as well as overlapping the weld and performing an additional smoothing pass. Another important aspect is ensuring stable gas protection during welding in a narrow gap between the clamping elements. Design solutions that contribute to the formation of a laminar flow of shielding gas are considered, in particular the use of gas distribution elements made of sintered porous materials or metal meshes, which reduce the turbulence and improve the effectiveness of protecting the welding zone from atmospheric influences. The problem of deformations and residual stresses caused by the local influence of the heat source is analyzed separately. It has been established that the use of copper substrates, the optimal location of clamping elements, and the optimization of laser welding parameters can significantly reduce the level of thermal deformations and can ensure high geometric accuracy of joints. Based on the results of the review, the main problems of laser welding of thin-walled products made of corrosion-resistant high-alloy steels were identified, options for their solution were considered, and prospects for further research in these areas were outlined. 65 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: laser welding, high-alloy corrosion-resistant steels, thin-walled products, welding problems, craters, gas shielding, deformations Отримано

Отримано 25.06.2025

Отримано у переглянутому вигляді 08.10.2025

Прийнято 27.11.2025

ЕЛЕКТРОШЛАКОВІ ТЕХНОЛОГІЇ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА НАН УКРАЇНИ СЬОГОДНІ



Електрошлакові технології широко застосовуються для отримання високоякісних зливок і вилівок із широкої номенклатури сталей і сплавів у процесі виготовлення деталей відповідального призначення для авіаційної, енергетичної, хімічної та інших високотехнологічних галузей, де необхідно використовувати матеріали з унікальними експлуатаційними властивостями.

Застосування електрошлакових процесів також створює ефективні можливості для рециклінгу металевих відходів у контексті розвитку циркулярної економіки та технологій «зеленої» металургії.

Фахівці ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України стояли біля витоків створення процесу електрошлакового переплаву. В інституті накопичено значний багаторічний досвід розроблення та вдосконалення широкого спектру технологій електрошлакового переплаву, а також проектування та модернізації обладнання для їхньої реалізації у промисловості. Роботи виконуються для замовників із різних країн світу, що підтверджує високий рівень компетентності інституту в цій галузі.



СПЛАВ–ЗВ’ЯЗКА НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА ДЛЯ ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ СПЛАВІВ, АРМОВАНИХ ЛИТИМИ КАРБІДАМИ ВОЛЬФРАМУ

О.І. Сом

ТОВ фірма «Плазма-Мастер Лтд». 03142, м. Київ, вул. Омеляна Прицака, 3. E-mail: info@plasma-master.com

Проведено дослідження п’яти промислових сплавів на основі заліза з різними системами легування з метою використання їх в якості сплаву–зв’язки для плазово-порошкового наплавлення композиційних сплавів, армованих литими сферичними карбідами вольфраму (релітом). Показано, що тверді та зносостійкі сплави, такі як Сормайт 1 (ПГ–С1) та інші, не дають загального приросту зносостійкості наплавленого металу. Навпаки, вони зменшують її, оскільки погано утримують зерна карбідів вольфраму, які відриваються і разом з матрицею виносяться із зони тертя, не беручи участі у супротиву зношуванню. Не годяться також сплави типу X18H9, які суттєво підвищують свою твердість і тим самим знижують свою пластичність при наплавленні за рахунок додаткового легування вуглецем і вольфрамом. Найкращий результат показав відносно м’який мідно-нікелевий сплав (чавун) «Ni-резист». Бібліогр. 12, табл. 3, рис. 12.

Ключові слова: плазове дугове наплавлення (РТА–наплавлення), сферичні карбіди вольфраму, зв’язуючий сплав (матриця), зносостійкість, твердість, формування металу

Вступ. Сплав–зв’язка відіграє велику роль при наплавленні зносостійких композиційних сплавів на основі литих карбідів вольфраму (реліту). Він повинен надійно утримувати частинки карбідів від відривання та забезпечувати високу зносостійкість наплавленого металу в цілому, особливо в умовах ударно-абразивного зношення. Крім цього, він повинен забезпечувати гарне формування металу, який наплавляється, і стійкість проти утворення тріщин при наплавленні.

На практиці в якості сплаву–зв’язки для плазово-порошкового наплавлення (ППН) композиційних сплавів, армованих карбідами вольфраму, широко використовують легкоплавкі самофлюсуючі сплави на основі нікелю системи Ni–Si–В або Ni–Cr–Si–В–С з різною твердістю [1, 2, 12].

Недоліком використання таких сплавів, особливо при наплавленні з великою продуктивністю (> 3 кг/ч), є набризкування на торець плазмотрона, яке з часом при довготривалому наплавленні засмічує канал подачі порошку і, як наслідок, порушує технологічний процес наплавлення. При використанні плазмотронів з внутрішньою подачею порошку [3] ще швидше відбувається порушення процесу наплавлення із-за появи крапель металу на виході з фокусуєчого сопла.

Виходячи з цього, привабливими з точки зору підвищення стабільності процесу наплавлення, є сплави на основі заліза. Вони мають вищу температуру плавлення і менше схильні до появи крапе-

ль на виході з плазмотрона при наплавленні. Крім цього, вони значно дешевше за нікелеві сплави. Спроби застосування сплавів на основі заліза в якості сплаву–зв’язки були й раніше [4, 5], але вони не мають системного характеру і не дають відповідей і рекомендацій щодо їх вибору.

Мета роботи. Метою цієї роботи є пошук промислового сплаву на основі заліза для використання його в якості зв’язки при ППН композиційних сплавів на базі карбідів вольфраму.

Критеріями відбору є: формування металу, який наплавляється; стійкість наплавленого композиційного металу проти тріщин; стабільність процесу наплавлення, зносостійкість в умовах абразивного зношування; міцність зчеплення наплавленого металу з основою.

Матеріали для досліджень. Для досліджень були вибрані наступні промислові сплави, які на думку автора, можуть бути використані в якості сплаву–зв’язки (табл. 1). Ці сплави виготовляються різними іноземними виробниками у вигляді порошків, придатних для ППН. В експериментах використовували порошки фракції 63...160 мкм.

Для порівняння експлуатаційних характеристик наплавленого металу в експериментах також використовували відомий наплавочний композиційний порошок Durmat 61–РТА виробництва DURUM Verschleißschutz GmbH (Німеччина), який являє собою суміш порошків Durmat 59–РТА (сплав на основі нікелю системи Ni–Si–В твердістю 50 HRC) і дробленого карбіду вольфраму в співвідношенні 40:60 % по масі відповідно. Відібрані сплави сут-

Таблиця 1. Хімічний склад сплавів на основі заліза, використаних в експериментах в якості сплаву–зв’язки

№ сплаву	Тип сплаву–зв’язки (марка порошку)	Вміст хімічних елементів, мас. %								Твердість, HRC
		C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Mo	Cu	
1	1. 08X18H9 (ПР–Х18Н9)	0,08	0,7	0,5	18,0	9,5	–	–	–	140 HB
2	2. 270H15Д7Х3С2 (ПР–ЧН15Д7)	2,7	0,8	2,1	2,8	14,8	–	–	6,5	26
3	3. 220Х18Ф7Н3М2 (PMalloy 21)	2,2	0,8	0,7	17,8	2,8	7,1	2,4	–	46
4	4. 300Ф11Х6НМ (Plasweld™FerroV10)	3,0	0,9	0,8	6,0	0,6	10,8	1,4	–	60
5	5. 300Х30Н4С2 (ПГ–С1)	3,0	1,2	3,2	29,8	4,0	–	–	–	54

тево відрізняються між собою хімічним складом, типом наплавленого металу, твердістю та зносостійкістю. Такий широкий набір сплавів дозволяє краще оцінити вплив типу матриці на зварювально–технологічні та службові властивості композиційного наплавленого металу.

Коротка характеристика сплавів.

Сплав № 1 – це класична (18–9) хромонікелева нержавка сталь аустенітного класу. Вона характеризується високою корозійною стійкістю і пластичністю, що дуже важливо в умовах абразивного зношування з ударами. При використанні такої сталі в якості сплаву–зв’язки йдеться в [5].

Сплав № 2 – мідно–нікелевий чавун аустенітного класу, відомий під торговою маркою «Ni-резист» [6]. Він також має високу корозійну стійкість і пластичність. Крім цього, він немагнітний, має високі антифрикційні властивості. Високий вміст вуглецю забезпечує йому гарні зварювально–технологічні властивості.

Сплави № 3 і № 4 відносяться до класу зносостійких високованадієвих чавунів, цінними властивостями яких є дрібнозерниста структура та підвищена ударна в’язкість [7]. Головною зносостійкою фазою у них є первинні карбіди ванадію VC. Для експериментів ми відібрали два склади, які відрізняються типом матриці, твердістю та зносостійкістю. Сплав № 3 має аустенітно–мартенситну матрицю з твердістю 44...46 HRC, яка забезпечує йому оптимальне поєднання високої зносостійкості з пластичністю, необхідною для спротиву ударним навантаженням і появі тріщин при наплавленні [8]. Сплав № 4 має мартенситну матрицю з невеликим вмістом аустеніту (6...8 %). Його твердість після ППН наплавки складає 60...62 HRC. У порівнянні зі сплавом № 3 наплавлений метал має більше карбідної фази за рахунок більш високого легування ванадієм і вуглецем.

Сплав № 5 – високохромистий чавун заевтектичного типу, що характеризується високою зносостійкістю в умовах абразивного зношування, відомий як Сормайт 1. Структура наплавленого металу складається з крупних карбідів хрому типу Cr₂₃C₆, карбідної евтектики та залишкового аустеніту [9].

В якості армуючого зносостійкого матеріалу використовували порошок сферичного карбіду вольфраму фракції 100...200 мкм виробництва ТОВ «Ресурс-1 Україна» [10].

Наплавлення виконували на шліфовані пластини зі сталі 20 розміром 120×120×25 мм, використовуючи обладнання фірми «Плазма–Мастер Лтд» з плазмотроном моделі PP–6–03 (рис. 1).

При цьому подачу матричного і армуючого порошків здійснювали окремо з двох живильників у співвідношенні 40:60 % по масі для уникнення їх сепарації і підтримки цього співвідношення постійним за час процесу наплавлення. Порошки поступали в зварювальну ванну у вигляді суміші, яка утворювалася шляхом злиття двох потоків безпосередньо на вході в плазмотрон.

В експериментах було реалізовано декілька варіантів наплавлення. Наплавляли як одиночні, так і подвійні валики з перекриттям (рис. 2). Наплавлення виконували без підігріву зразка, з підігрівом до 300 °С і з використанням підшарку із хромонікелевої аустенітної сталі 08Х18Н9. Попередній підігрів і підшарок використовували як методи боротьби з тріщинами в наплавленому металі. Із



Рис. 1. Установа для плазмово–порошкового наплавлення з двома живильниками порошку та плазмотроном PP–6–03

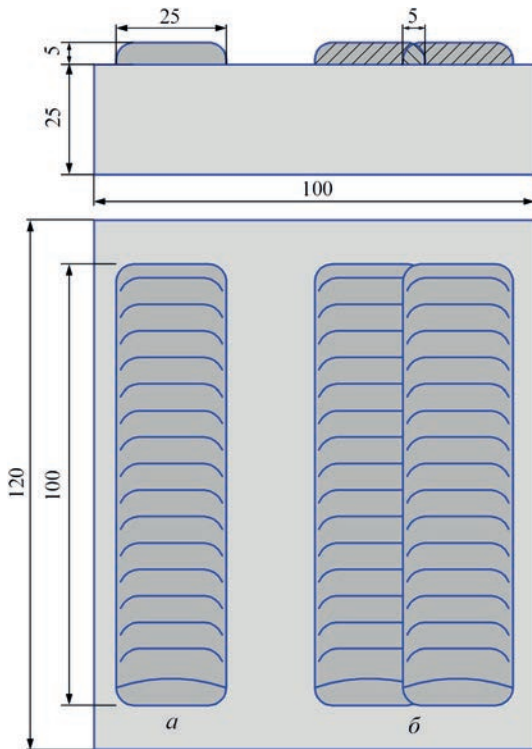


Рис. 2. Схема наплавлення пластин для дослідження формування і стійкості наплавленого металу проти тріщин: *a* – одиничний валик; *б* – подвійний валик з перекриттям

наплавлених пластин методом електроерозійного різання вирізали зразки розміром $16 \times 16 \times 6$ мм (рис. 3, *a*) для випробовування сплавів на зносостійкість на машині НК (нерухоме кільце) [11], та зразки розміром $50 \times 16 \times 8$ мм для випробовування на відшарування наплавленого металу при вигині (рис. 3, *б*). При цьому верхню частину наплавленого шару в обох випадках зішліфували до рівня, при якому частини карбідів вольфраму розподілялись відносно рівномірно по перерізу. Ці ж зразки використовували для металографічних досліджень.

Якість формування наплавленого металу оцінювали візуально, а наявність тріщин – візуально й за допомогою кольорової дефектоскопії.

Схему випробування наплавлених зразків на зносостійкість показано на рис. 4.

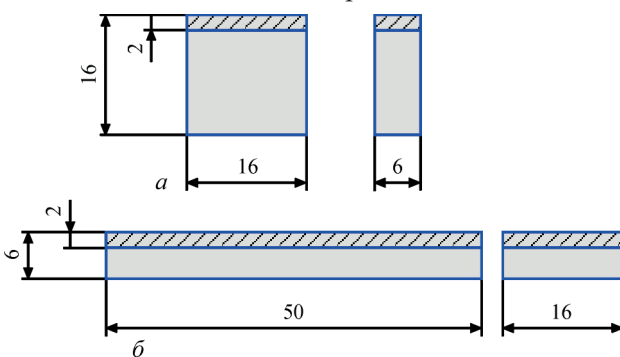


Рис. 3. Зразки для дослідження зносостійкості наплавленого металу на машині «НК» (*a*) і відшарування його від основи при вигині (*б*)

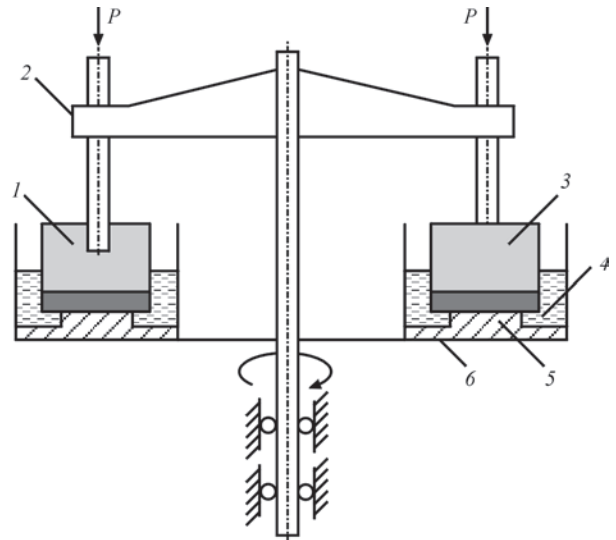


Рис. 4. Схема випробування наплавлених зразків на зносостійкість на машині НК: 1 – дослідний зразок; 2 – обертаюча траверса; 3 – еталон; 4 – абразив з водою; 5 – мідне кільце; 6 – станина

Умови випробування: навантаження на зразок – 3 кг, шлях тертя – 700 м, швидкість ковзання (тертя) – 6 м/с, абразивне середовище – мокрий річковий кварцовий пісок.

Еталон – відпалена сталь 45, який використовували для контролю умов зношування. Довжину шляху тертя вибирали з умови отримання відсутнього зношування зразків. Зносостійкість оцінювали за втратою маси зразка, використовуючи ваги з точністю до 0,001 г.

Випробовування зразків на відшарування наплавленого металу від основи виконували при статичному навантаженні на пресі за схемою, показаною на рис. 5. Навантаження прикладали зі сторони основного металу. Кут вигину 150° .

Мікроструктуру наплавленого металу досліджували за допомогою мікроскопа Neophot 21, а мікротвердість вимірювали на приладі Leco M 400.

Аналіз результатів експериментів.

Формування валиків. Усі без винятку композиції, які розглядаються, забезпечують дуже гарне формування наплавленого металу, як при напавленні одиничних, так і подвійних валиків з перекриттям. Валики рівні, чисті, без слідів шлаку. У місцях перекриття валиків при двопрхідному напавленні метал також чистий. При цьому пропавлення основного металу практично відсутнє,

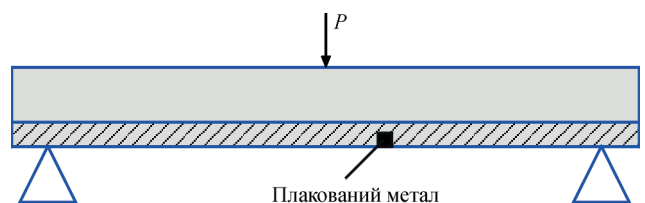


Рис. 5. Схема випробування зразків на відшарування наплавленого металу від основи

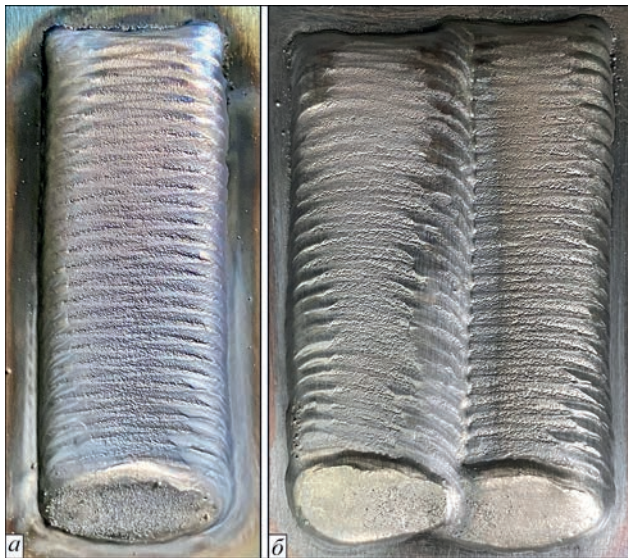


Рис. 6. Зовнішній вигляд валиків, наплавлених композиційним сплавом зі зв'язкою № 2 (270Н15Д7Х3С2): *а* – одиничний валик; *б* – подвійний валик з перекриттям

що підтверджує оптимальне збалансування параметрів режиму наплавлення. На рис. 6 в якості прикладу показаний зовнішній вигляд валиків, наплавлених композиційним сплавом зі зв'язкою № 2 (270Н15Д7Х3С2).

Тріщини в наплавленому металі. Візуальний розгляд і кольорова дефектоскопія показали, що в деяких наплавлених валиках мають місце тріщини. При напавленні одиничних валиків без підігріву тріщини помічені в композиціях № 1 і № 5 (табл. 2). Вони розташовувались поперек валиків з мінімальним розкриттям. Для варіанту № 1 це певною мірою несподівано, маючи на увазі м'яку аустенітну матрицю. Однак, як показують металографічні дослідження, вона м'яка тільки при напавленні без карбідів вольфраму (табл. 2). У присутності карбідів вольфраму її твердість HV_{01} суттєво підвищується з 150 до 600. Це відбуваєть-

ся за рахунок додаткового легування матриці вуглецем і вольфрамом внаслідок часткового розчинення зерен карбідів вольфраму при напавленні, що підтверджується мікрорентгеноспектральним аналізом. З підвищенням твердості матриці, природньо, падає її пластичність, що призводить до появи тріщин у напавленому металі. При напавленні з підігрівом тріщини в композиції № 1 більше не було помічено, а в композиції № 5 їх кількість значно зменшилась. Вони повністю зникли при напавленні з підігрівом на підшарок (табл. 2).

Ситуація з тріщинами суттєво погіршується при напавленні валиків з перекриттям без підігріву зразка. Такий варіант має місце при суцільному напавленні великих поверхонь (наприклад, бронеплити) і при напавленні замкнутих кільцевих валиків. Тріщини спостерігаються як у першому, так і в наступних валиках. В різних сплавах вони мають різний характер. У композиціях № 1 і

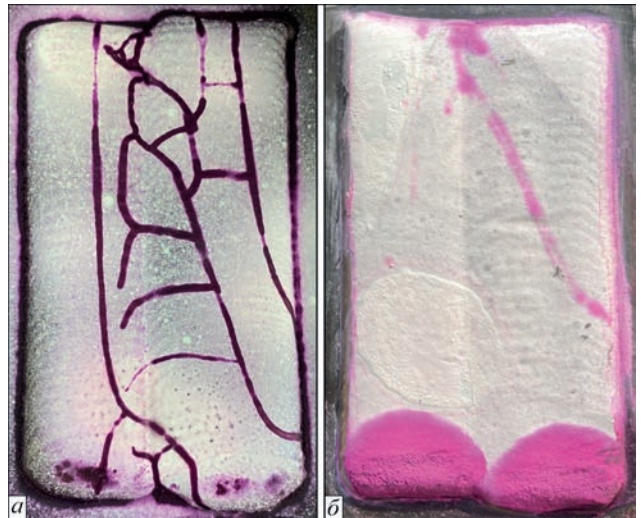


Рис. 7. Тріщини в наплавлених композиціях: *а* – 08Х18Н9 + карбіди вольфраму; *б* – 220Х18Ф7Н3М2 + карбіди вольфраму

Таблиця 2. Результати дослідження стійкості експериментальних композиційних сплавів проти тріщин при напавленні

№ композиції	Композиція	Кількість тріщин на 100 мм довжини напавленого валика						Середня мікротвердість матриці, HV_{01}	
		Напавлення одиничного валика			Напавлення двох валиків з перекриттям				
		Без підігріву	З підігрівом 300 °С	З підігрівом на підшарок 300 °С	Без підігріву	З підігрівом 300 °С	З підігрівом на підшарок 300 °С	Чистої (без карбідів вольфраму)	З карбідами вольфраму
1	1. 08Х18Н9 + карбіди вольфраму	1	0	0	Сітка тріщин	1	0	150	600
2	2. 270Н15Д7Х3С2 + карбіди вольфраму	0	0	0	1	0	0	270	400
3	3. 220Х18Ф7Н3М2 + карбіди вольфраму	0	0	0	2	1	0	440	460
4	4. 300Ф11Х6НМ + карбіди вольфраму	0	0	0	4	1	0	690	720
5	5. 300Х30Н4С2 + карбіди вольфраму	3	1	0	Сітка тріщин	2	1	580	610
6	6. Ni-Si-B + карбіди вольфраму	0	0	0	2	1	0	–	600

Таблиця 3. Результати випробувань наплавлених сплавів на зносостійкість

№ сплаву–зв’язки	Тип сплаву–зв’язки	Втрати маси зразка, г		Твердість сплаву–зв’язки, HRC
		Чистий сплав–зв’язка	Композиційний сплав (сплав–зв’язка + карбіди вольфраму)	
1	1. 08X18H9	0,412	0,221	140 HB
2	2. 270H15Д7Х3С2	0,382	0,018	26
3	3. 220Х18Ф7Н3М2	0,048	0,028	46
4	4. 300Ф11Х6НМ	0,068	0,092	60
5	5. 300Х30Н4С2	0,072	0,062	54
6	6. Ni–Si–В–С	–	0,055	50

№ 5 (табл. 2) вони мають вигляд сітки (рис. 7, а), а в композиціях № 3, 4 і 6 – вигляд поодиноких тріщин, розташованих приблизно по нормалі до кристалізаційних шарів. У композиції № 2 виявлено лише одну тріщину (рис. 7, б).

Причиною появи додаткових тріщин є тепловий вплив на попередній валик, який має високий рівень внутрішніх напружень, а також підвищення жорсткості з’єднаних валиків.

Попередній підігрів помітно зменшує кількість тріщин у наплавленому металі, а наявність підшарку із аустенітної хромонікелевої сталі ще більше сприяє їх зменшенню (табл. 2). Уникнути тріщин не вдалося тільки при напавленні композиції № 5 зі сплавом–зв’язкою 300Х30Н4С2 (Сормайт 1).

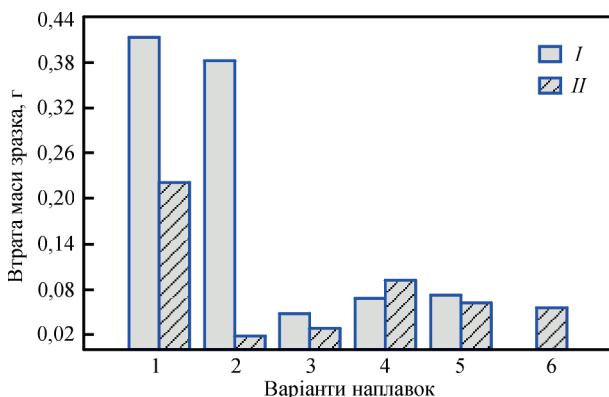


Рис. 8. Діаграма зносостійкості випробуваних варіантів наплавленого металу на машині «НК»: I – чистий сплав–зв’язка; II – композиційний сплав з карбідами вольфраму

Зносостійкість наплавленого металу. Як було сказано раніше, зносостійкість наплавлених зразків проводили на лабораторній машині «НК». Результати наведені в табл. 3 і на рис. 8.

Для кращого розуміння впливу матриці на зносостійкість композиційних сплавів було окремо проведено дослідження зносостійкості самих матриць без карбідів вольфраму. Результати наведені там само.

Із наведених результатів дослідження добре видно, що найвищу зносостійкість в умовах абразивного зношування має композиція, в якій в якості сплаву–зв’язки використано відносно м’який мідно–нікелевий аустенітний чавун «Ni-резист» (№ 2). У порівнянні з чистим сплавом зносостійкість наплавленого металу при додаванні до нього карбідів вольфраму виросла більш ніж у 20 разів. Це завдяки тому, що даний сплав дуже добре утримує зерна карбідів вольфраму в матриці, змушуючи їх брати на себе всю енергію зношування. Зерна карбідів вольфраму, які знаходяться на поверхні тертя, зношуються відносно рівномірно, зберігаючи плоску округлу форму (рис. 9).

На рис. 10 показано мікроструктуру цього композиційного наплавленого металу, на якій добре видно форму та розподіл сферичних зерен карбідів вольфраму в матриці. Як бачимо, вони добре зберігаються без помітного оплавлення й розчинення. Сама матриця має дрібнозернисту евтектичну структуру, що складається з твердого роз-

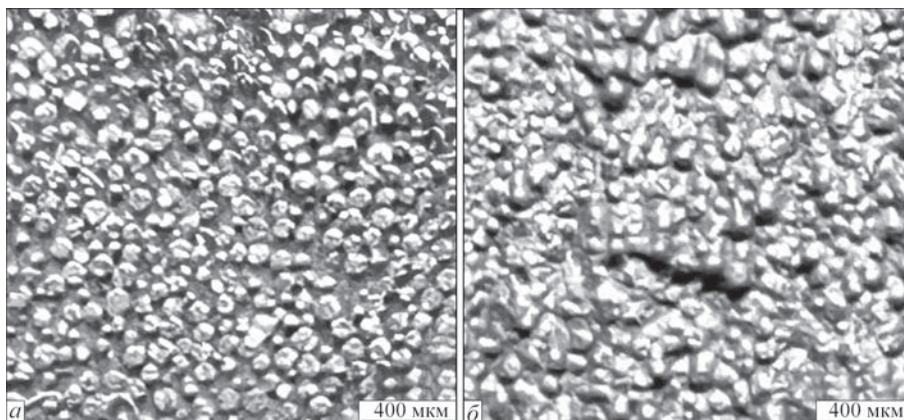


Рис. 9. Текстура поверхонь тертя наплавлених композиційних сплавів після випробування: а – 270H15Д7Х3С2 (№ 2) + карбіди вольфраму; б – 300Ф11Х6НМ (№ 4) + карбіди вольфраму

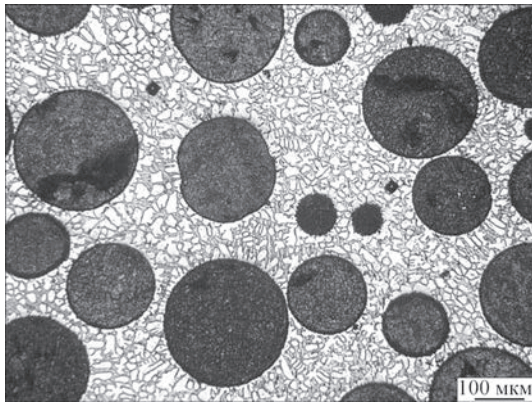


Рис. 10. Мікроструктура наплавленого металу

чину на базі заліза і карбідів цементичного типу $(Fe,Cr)_3C$. Вільного графіту не видно.

Трохи гірший результат показав варіант з аустенітно-мартенситною матрицею 220X18Ф7Н3М2 (№ 3) (рис. 8). При цьому варто зазначити, що зносостійкість цієї композиції при додаванні карбідів вольфраму виросла в порівнянні з чистим сплавом не набагато, всього в 1,7 рази. Сам сплав без карбідів вольфраму добре чинить опір зношуванню, завдяки присутності в його структурі до 70 % метастабільного легованого аустеніту і великої кількості твердих первинних карбідів ванадію VC [8]. У процесі тертя такий аустеніт перетворюється в мартенсит деформації, поглинаючи при цьому енергію руйнування.

Не справдилась надія на високу зносостійкість композиції зі сплавом-зв'язкою 300Ф11Х6НМ (№ 4). Не дивлячись на високу твердість сплаву-зв'язки (60 HRC) і велику кількість в ньому карбідів ванадію, її зносостійкість в цілому не висока (рис. 8). Парадоксально, але вона нижче, чим у чистого сплаву. Поясненням цього може бути те, що тверда мартенситна матриця погано утримує зерна карбідів вольфраму, які в таких умовах просто виринаються й виносяться з зони тертя разом з матрицею, і таким чином знижується зносостійкість. Це добре видно на текстурі поверхні тертя (рис. 9). Оскільки щільність карбідів вольфраму значно вища від матриці, то його вплив на загальну втрату маси зразка в цьому випадку помітніше.

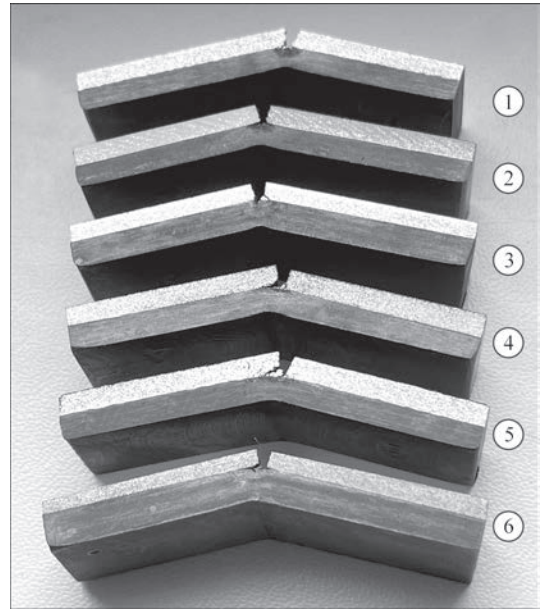


Рис. 11. Наплавлені зразки після випробування на відшарування наплавленого металу від основи при вигині. Нумерація зразків згідно з табл. № 2

Не підвищується помітно зносостійкість і в композиції № 5 на базі 300X30H4C2 (Сормайт 1), всього на 12...15 %. Тут також відіграє роль міцність закріплення зерен карбідів вольфраму з матрицею.

Композиція № 6 (Durmat 61-РТА) на базі нікелевого сплаву системи Ni-Si-W показала непоганий результат (рис. 8), хоча помітно поступається композиціям № 2 і № 3. З цього можна зробити висновок, що останні можуть бути хорошою заміною для неї.

Відшаровування наплавленого металу. Результати випробування наплавлених зразків на відшаровування наплавленого металу показані на рис. 11. Як бачимо, у всіх композиціях руйнування наплавленого шару крихке, без вигину. Усі зразки мають по одній тріщині в місці прикладання навантаження. При цьому відшаровування від основного металу не помічено. Це дає підставу стверджувати, що зчеплення наплавленого металу з основою у всіх варіантах композицій міцне і в реальних умовах наявність в ньому тріщин не повинно помітно вплинути на його загальну працездатність.

Таким чином, аналіз лабораторних досліджень показав, що є сплави на основі заліза, які не можна

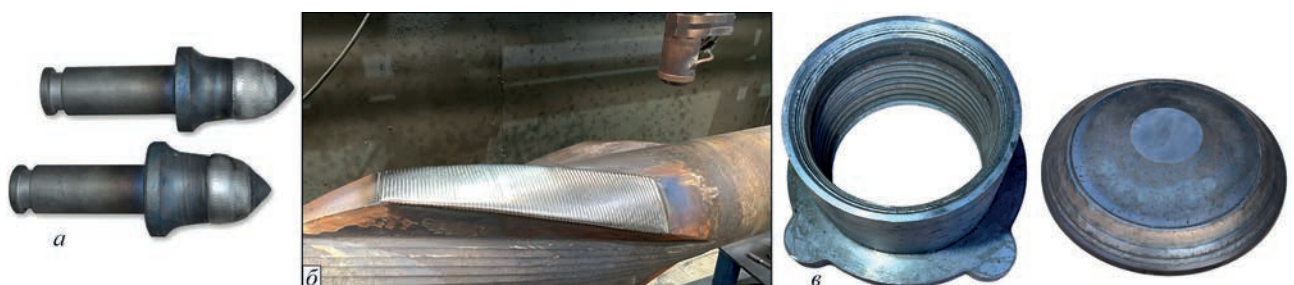


Рис. 12. Приклади ефективного застосування плазово-порошкового наплавлення композиційного сплаву з використанням сплаву-зв'язки 270Н15Д7Х3С2: а – різець тангенціальний; б – калібратор; в – клапан вирівнювальний доменної печі

використовувати в якості сплаву–зв’язки для плазмово-порошкового наплавлення композиційних сплавів на базі карбідів вольфраму, і є сплави, які дуже перспективні для цієї цілі, наприклад № 2 і № 3 (табл. 1).

Для промислового випробування був вибраний сплав № 2 (270Н15Д7Х3С2), який показав найкращу зносостійкість і гарне формування наплавленого металу.

На рис. 12 показано приклади ефективного застосування плазмово-порошкового наплавлення композиційного сплаву з використанням даного сплаву–зв’язки.

Висновки

1. Сплави на основі заліза можуть успішно використовуватись в якості сплаву–зв’язки для плазмово-порошкового наплавлення карбідів вольфраму. Однак не слід брати сплави, які в купі з карбідами вольфраму при наплавленні значно підвищують свою твердість, знижуючи при цьому пластичність. Висока твердість погіршує утримання зерен карбідів вольфраму, вони відриваються, внаслідок чого висока зносостійкість наплавленого металу не досягається.

2. Зносостійкі сплави з високою твердістю при використанні їх в якості сплаву–зв’язки не дають помітного приросту загальної зносостійкості наплавленого металу.

3. Найкращий результат в якості сплаву–зв’язки показав відносно м’який мідно-нікелевий аустенітний чавун «Ni-резист». Він забезпечує прекрасне формування металу що наплавляється, високу зносостійкість і не дуже схильний до утворення тріщин. Цей сплав можна рекомендувати для широкого застосування в якості сплаву–зв’язки для плазмово-порошкового наплавлення композиційних матеріалів на базі карбідів вольфраму.

Список літератури

1. Harper, D., Gill, M., Hart, K.W.D., Anderson M. (2002) Plasma transferred arc overlays reduce operating costs in oil sand processing. *YTSC 2002. Intern. Spray conf.*, Essen, Germany, May, 278–283.
2. Bouaifi, B., Reichmann, B. (1998) New areas of application through the development of the high-productivity plasma-arc powder surfacing process. *Welding and Cutting*, **50**, 12, 236–237.
3. Сом А.И. (1999) Новые плазмотроны для плазменно-порошковой наплавки. *Автоматическая сварка*, **7**, 44–48.
4. Сом А.И. (2004) Плазменно-порошковая наплавка композиционных сплавов на базе литых карбидов вольфрама. *Автоматическая сварка*, **10**, 49–53.
5. Renuye Yuan, Xuewei Bai, Haozhe Li et al. (2021) Effect of WC content on microstructure, hardness, and wear properties of plasma clad Fe–Cr–C–WC coating. *Materials Research Express*, Vol. **8**, 6, 066302. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac0b79>
6. Dr. Fischer, J. (2022) Properties and applications of Ni-Resist and ductile Ni-Resist alloys. *Caïm Nickel Institute*, Canada,

- # 11018, Second edition. [www: https://nickelinstitute.org/media/8da7c3cd6014c9b/11018_properties_and_applications_of_ni-resist_alloys.pdf](http://www.nickelinstitute.org/media/8da7c3cd6014c9b/11018_properties_and_applications_of_ni-resist_alloys.pdf)
7. Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А., Гордань Г.М. (2003) Высокотангидиевые сплавы для плазменно-порошковой наплавки инструментов. *Автоматическая сварка*, **3**, 21–25.
8. Сом А.И. (2016) Сплав на основе железа для плазменно-порошковой наплавки шнеков экструдеров и термопластавтоматов. *Автоматическая сварка*, **7**, 22–27.
9. Фрумин И.И. (1977) Современные типы наплавленного металла и их классификация. *Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавленный металл*. Киев, Наукова думка, 3–17.
10. Жудра А.П. (2014) Наплавочные материалы на основе карбидов вольфрама. *Автоматическая сварка*, **6-7**, 69–74.
11. Юзвенко Ю.А., Гавриш В.А., Марьенко В.Ю. (1979) Лабораторные установки для оценки износостойкости наплавленного металла. *Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, 23–27.
12. Augustine Nana Sekyi Appiah, Oktawian Bialas, Artur Czupryński, Marcin Adamiak (2022) Powder Plasma Transferred Arc Welding of Ni–Si–B+60 wt%WC and Ni–Cr–Si–B+45 wt%WC for Surface Cladding of Structural Steel. *Materials*, **15**(14), 4956. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15144956>

References

1. Harper, D., Gill, M., Hart, K.W.D., Anderson, M. (2002) Plasma transferred arc overlays reduce operating costs in oil sand processing. In: *Proc. of Inter. Spray Conf. on YTSC 2002, Essen, Germany, May*, 278–283.
2. Bouaifi, B., Reichmann, B. (1998) New areas of application through the development of the high-productivity plasma-arc powder surfacing process. *Welding and Cutting*, **50**(12), 236e–237e.
3. Som, A.I. (1999) New plasmatrons for plasma-powder surfacing. *Автоматическая Сварка*, **7**, 44–48.
4. Som, A.I. (2004) Plasma-powder surfacing of composite alloys based on cast tungsten carbides. *The Paton Welding J.*, **10**, 43–47.
5. Renuye Yuan, Xuewei Bai, Haozhe Li et al. (2021) Effect of WC content on microstructure, hardness, and wear properties of plasma clad Fe–Cr–C–WC coating. *Materials Research Express*, **8**(6), 066302. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac0b79>
6. Fischer, J. (2022) Properties and applications of Ni-resist and ductile Ni-resist alloys. 2nd Edition. [www: https://nickelinstitute.org/media/8da7c3cd6014c9b/11018_properties_and_applications_of_ni-resist_alloys.pdf](http://www.nickelinstitute.org/media/8da7c3cd6014c9b/11018_properties_and_applications_of_ni-resist_alloys.pdf)
7. Pereplyotchikov, E.F., Ryabtsev, I.A., Gordan, G.M. (2003) High-vanadium alloys for plasma-powder cladding of tools. *The Paton Welding J.*, **3**, 14–17.
8. Som, A.I. (2016) Iron-based alloy for plasma-powder surfacing of screw conveyors of extruders and injection molding machines. *The Paton Welding J.*, **7**, 21–25. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.07.04>
9. Frumin, I.I. (1977) Modern types of clad metal and their classification. In: *Theoretical and technological fundamentals of cladding. Clad metal*. Kyiv, Naukova Dumka, 3–17.
10. Zhudra, A.P. (2014) Tungsten carbide based cladding materials. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 66–71. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.06.14>
11. Yuzvenko, Yu.A., Gavriish, V.A., Marienko, V.Yu. (1979) Laboratory units for assessment of wear resistance of clad metal. In: *Theoretical and technological fundamentals of cladding. Properties and tests of clad metal*. Kyiv, PWI, 23–27.
12. Augustine Nana Sekyi Appiah, Oktawian Bialas, Artur Czupryński, Marcin Adamiak (2022) Powder plasma transferred arc welding of Ni–Si–B+60 wt% WC and Ni–Cr–Si–B+45 wt% WC for surface cladding of structural steel. *Materials*, **15**(14), 4956. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15144956>

IRON-BASED BINDER ALLOY FOR PLASMA TRANSFERRED-ARC SURFACING OF COMPOSITE ALLOYS REINFORCED WITH CAST TUNGSTEN CARBIDES

O.I. Som

Plasma-Master Co., Ltd. 3 Omelian Pritsak Str., 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: info@plasma-master.com

Five iron-based industrial alloys with different alloying systems have been studied for the purpose of using them as a binder alloy for plasma-transferred arc surfacing of composite alloys, reinforced with cast spherical tungsten carbides (relite). It is shown that hard and wear-resistant alloys, such as Sormite-1 (PG-S1) and others do not provide an overall increase in the deposited metal wear resistance. On the contrary, they reduce it, as they poorly hold the tungsten carbide grains, which break away and are removed from the friction zone together with the matrix, not contributing to the resistance to wear. Alloys of Kh18N9 type are not suitable either, as they significantly increase their hardness and thus lower their ductility during surfacing due to additional alloying with carbon and tungsten. The best result was shown by a relatively soft copper-nickel alloy (cast iron) Ni-Resist. 12 Ref., 3 Tabl., 12 Fig.

Keywords: plasma transferred-arc surfacing (PTA surfacing), spherical tungsten carbides, binder alloy (matrix), wear resistance, hardness, metal formation

Отримано 02.10.2025

Отримано у переглянutoму вигляді 06.11.2025

Прийнято 17.12.2025



IX Міжнародна спеціалізована виставка технологій, обладнання та матеріалів для аддитивного виробництва та 3D друку



Addit EXPO 3D



Актуально
для 3D стоматології

26-28 травня 2026



Місце проведення:
МВЦ, м. Київ,
Броварський пр-т, 15,
станція метро «Лівобережна»

+38 (095) 268-05-87
helen@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua



ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ КУЛЕСТІЙКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТА НАДВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ (Огляд)

О.А. Сливінський, М.М. Ковтонюк

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37. E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

Стаття присвячена аналізу сучасних підходів до підвищення кулестійкості зварних з'єднань броньових сталей високої та надвисокої твердості. На підставі аналізу фактичного хімічного складу плавок броньових сталей іноземного виробництва визначено середньостатистичний вміст у них основних елементів, що впливають на характер структурно-фазових перетворень під впливом термічного циклу зварювання. З метою зниження рівня структурної та механічної неоднорідності металу зварювальної зони термічного впливу (ЗТВ) під час виготовлення зварних складальних одиниць корпусів бронетехніки зі сталей закордонного виробництва вміст Ni, Cr, Mo, B, а також Si і V (у разі легування ними сталі) має бути об'єктом вхідного контролю, для чого шляхом додаткових досліджень має бути визначено мінімальну нижню границю вмісту в них легувальних елементів. Розглянуто сучасний стан зварювально-металургійних методів підвищення балістичної стійкості зварних з'єднань броньових сталей, що передбачають диференціацію механічних властивостей швів комбінуванням зварювальних, наплавлювальних і допоміжних матеріалів або регулювання їхнього структурно-фазового складу впровадженням нових зварювальних матеріалів, комбінованих і гібридних технологій зварювання. За літературними даними наведено композиції основних зварювальних матеріалів, застосовуваних для наплавлення кулестійких шарів. Особливу увагу приділено перспективам плазмово-порошкового наплавлення (ППН) задля локального зміцнення металу зварних швів, а також ЗТВ, із забезпеченням контрольованого тепловкладення та мінімального перемішування основного та присадного матеріалів. Узагальнено переваги та недоліки ППН і сформульовано основні напрями подальших досліджень для успішного впровадження цього способу з метою підвищення балістичної стійкості зварних з'єднань броньових сталей високої та надвисокої твердості. Бібліогр. 27, табл. 5, рис. 4.

Ключові слова: зварні з'єднання, броньові сталі високої та надвисокої твердості, кулестійкість, зміцнювальне наплавлення, плазмово-порошкове наплавлення

Вступ. У зварювальному виробництві корпусів військової техніки з рівнем захисту від куль стрілецької зброї і снарядів малого калібру широко застосовується листовий прокат із броньових сталей. Головною характеристикою, що визначає працездатність цих матеріалів за їх призначенням, є балістична стійкість, тобто стійкість до пробиття боєприпасами кінетичної дії (відповідно – кулестійкість у випадках протикульового захисту об'єкта військової техніки). У свою чергу, балістична стійкість як різновид опору сталі формозміні та руйнуванню в умовах високошвидкісного ударного навантаження має безпосередній зв'язок з її фізико-механічними властивостями.

Основною механічною характеристикою, що визначає спроможність матеріалу чинити опір проникненню іншого тіла, є твердість. Зі збільшенням твердості, що перебуває у пропорційному зв'язку з границею міцності, зростає також і балістична стійкість сталей, призначених для бронезахисту [1]. Високі показники твердості та міцності сталевих прокатів є необхідними умовами забезпечення його балістичної стійкості, але вимоги до його характеристик ними не вичерпуються. В умовах імпульс-

ного ударного навантаження відбувається перехід кінетичної енергії ударника під час його зіткнення з бронеперешкодою в ударну хвилю, що, в свою чергу, спричиняє пакет хвиль стискання та розвантаження різної інтенсивності, обумовлених процесом високошвидкісного обміну енергією на контактній і зворотній поверхнях перешкоди, а також на границях розділу фаз і структурних складових усередині матеріалу. Крім того, імпульсне ударне навантаження може спричинити значне нагрівання матеріалу, що супроводжуватиметься фазовими перетвореннями та його переходом у стан гідродинамічної плинності в умовах нерівномірного стискання, внаслідок чого опірність до руйнування визначатиметься не міцністю та твердістю матеріалу, а здебільшого динамічною в'язкістю. За даними [2] балістична стійкість сталевих броньових поруч з її механічною міцністю та твердістю визначається здатністю до деформаційного зміцнення, опірністю до термічного знеміцнення, теплоємністю, температурною залежністю напруження плинності, а також особливостями мікроструктури та хімічним складом.

Швидкість взаємодії ударника з перешкодою під час обстрілу боєприпасами стрілець-

О.А. Сливінський – <https://orcid.org/0000-0001-6418-4898>, М.М. Ковтонюк – <https://orcid.org/0009-0007-8223-0983>

© О.А. Сливінський, М.М. Ковтонюк, 2025

кої зброї (кулями) зазвичай перебуває в діапазоні 600...900 м/с. Однак результат цієї взаємодії, крім розмірів, властивостей, структури та хімічного складу перешкоди також визначається діаметром, масою, матеріалом ударника, його твердістю, кутом зустрічі, формою головної частини тощо. Внаслідок багатофакторності процесу однозначної аналітичної залежності між механічними властивостями, що можуть бути експериментально визначені в умовах стандартних лабораторних випробувань, і кулестійкістю броньового матеріалу не існує. На підставі емпіричних закономірностей опору броньових сталей до пробиття, встановлених за результатами балістичних випробувань, гарячекатана сталь, призначена для протикульового захисту об'єктів військової техніки, повинна мати високу твердість і міцність за умови збереження достатньої ударної в'язкості та пластичності (табл. 1). При цьому в країнах, орієнтованих на військово-співробітництво з НАТО, сталевий прокат для легкоброньованої техніки поділяється на броньові сталі високої і надвисокої твердості, відповідно до вимог, викладених у стандартах МО США MIL-DTL-46100 «Armor Plate, Steel, Wrought, High-Hardness» та MIL-DTL-32332 «Armor Plate, Steel, Wrought, Ultra-High-Hardness» відповідно.

Комплекс службових властивостей броньових сталей високої та надвисокої твердості забезпечується їх легуванням Ni, Cr, Mo, V, Si, Mn і B, а також технологіями позапічного оброблення під час виплавки для надання матеріалам високої чистоти за домішками й неметалевими вкрапленнями та термомеханічного оброблення для створення максимальної дисперсності й однорідності структури [1].

Неоднорідність механічних властивостей зварних з'єднань броньових сталей. Стан проблеми. Наразі у промисловому виробництві зварних складальних одиниць з броньових сталей одним із ключових викликів залишається забезпечення еквівалентної балістичної стійкості металу зварних з'єднань у порівнянні з основним металом. Основна проблема полягає в зниженні твердості та міцності металу шва через застосування зварювальних матеріалів, хімічний склад яких у першу чергу обирається з метою попередження холодних тріщин. Найпоширенішою композицією таких матеріалів є низьковуглецева високолегована

сталь аустенітного класу типу 20% Cr – 10% Ni – 6% Mn. У свою чергу, обумовлені впливом термодеформаційного циклу зварювання процеси повної та часткової аустенізації, збиральної рекристалізації, повторного гартування або високотемпературного відпуску в окремих ділянках зони термічного впливу (ЗТВ) істотно впливають на службові властивості металу цієї частини з'єднань [3, 4].

На рис. 1 наведено типовий результат випробувань кулестійкості зварного з'єднання броньової сталі високої твердості з ураженнями металу шва та ЗТВ. За результатами балістичних випробувань відповідно до поведінки матеріалу мішені та бронебійного ударника можна виділити п'ять основних механізмів їх взаємодії [5]:

- прокол, що супроводжується пластичним розширенням отвору без деформації ударника (рис. 1, *a*);
- вибивання пробки – виривання матеріалу мішені з ознаками пластичної деформації в місці його взаємодії з ударником (рис. 1, *b*);
- зріз пробки – виривання матеріалу мішені без макропластичної деформації, деформування ударника (рис. 1, *c*);
- утворення випучини з тильної сторони мішені, деформація або фрагментація ударника (рис. 1, *d*);
- фрагментація ударника з повним збереженням суцільності мішені (рис. 1, *e*).

Загалом характер некондиційних уражень шва та окремих ділянок ЗТВ може відрізнитись від наведеного на рис. 1, залежно від багатофакторного механізму взаємодії засобу ураження та бронеперешкоди. Проте недостатня стійкість металу шва та ЗТВ під час високошвидкісних ударно-хвильових навантажень, спричинених обстрілом кінетичними боеприпасами, є загальною проблемою зварювання броньових сталей та має безпосередній зв'язок з перебігом структурно-фазових перетворень, що супроводжують формування зварного з'єднання. Вплив термічних циклів зварювання на структуру та фазовий склад металу ЗТВ загартовано-відпущених броньових сталей достатньо вивчений у [6–8]. За результатами цих дослідів ступінь деградації механічних властивостей зварюваної сталі, за інших сталих умов, зокрема постійної погонної енергії зварювання, визначається її хімічним складом, а саме – вмістом елементів, здатних у нерівноважних умовах фазових перетворень забезпечити у високо-

Таблиця 1. Типові механічні властивості гарячекатаних броньових сталей високої та надвисокої твердості у термообробленому стані

Матеріал	Твердість, <i>HBW</i>	Границя плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	Границя міцності σ_B , МПа	Відносне подовження після розриву δ_5 , %	Робота удару <i>KV</i> ₋₄₀ , Дж
Сталь високої твердості	480...540	≥ 1250	1450...1800	≥ 8	≥ 25
Сталь надвисокої твердості	> 570	≥ 1300	≥ 2000	≥ 7	≥ 12

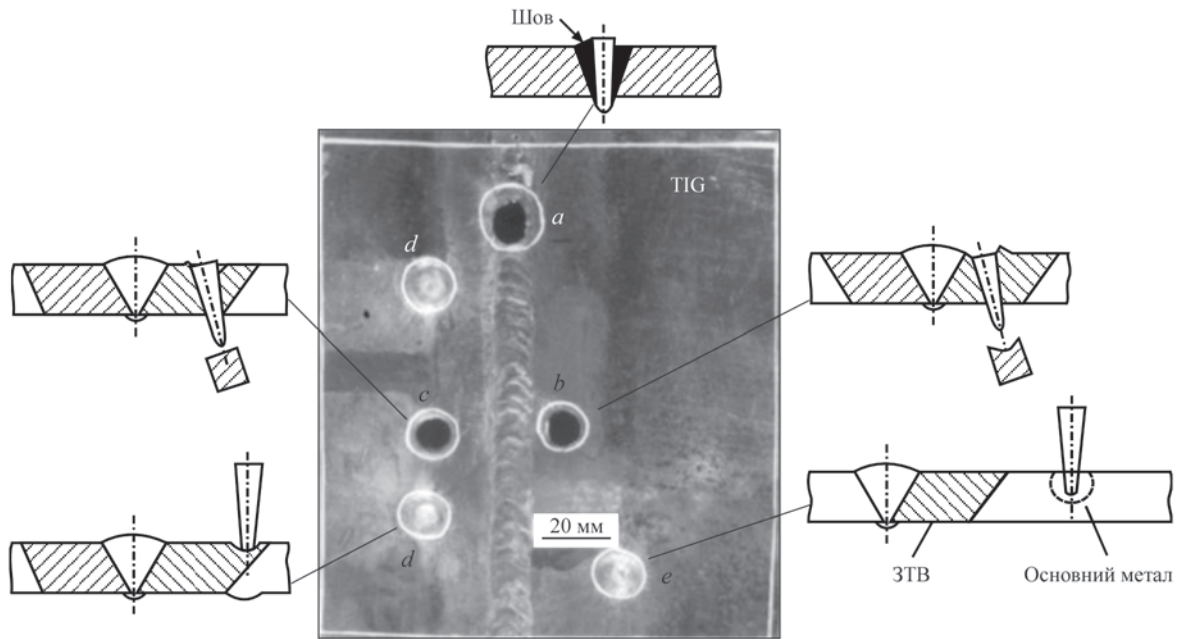


Рис. 1. Результати балістичних випробувань зварного з'єднання броньової сталі високої твердості [5]: *a* – прокол; *b* – вибивання пробки; *c* – зріз пробки; *d* – випучина; *e* – фрагментація ударника

температурній частині ЗТВ перетворення аустеніту за якомога вищої температури, з метою часткового самовідпуску новоутвореного мартенситу, а в низькотемпературній частині ЗТВ – максимально можливе уповільнення відпуску вихідної структури.

У табл. 2 наведено порівняння вимог до хімічного складу броньових сталей за MIL-DTL-46100 та MIL-DTL-32332 з декларованим (за даними виробника) максимальним вмістом елементів у поширених у вітчизняному виробництві бронетехніки закордонних сталей високої (Armoх 500Т) та надвисокої (Mars 600) твердості. З наведеного можна ба-

чити, що на противагу вітчизняній практиці, коли відповідними нормативними документами чітко зазначаються межі легування сталей, вміст критично важливих для комплексу властивостей броньових сталей елементів, зокрема С, Mn, Si, Ni, Cr, Mo, V, В, у даному випадку або ніяк не регламентується, або зазначається лише верхня гранична межа легування.

У табл. 3 для низки бронесталей закордонного виробництва наведено порівняння заявленого виробником максимального вмісту основних легувальних елементів з середнім вмістом за результатами хімічного аналізу плавок.

Таблиця 2. Регламентований хімічний склад броньових сталей високої та надвисокої твердості, ваг. %

Хімічний елемент	Гранично допустиме значення за MIL-DTL-46100	Armoх 500Т (максимальний вміст за даними виробника)	Гранично допустиме значення за MIL-DTL-32332	Mars 600 (максимальний вміст за даними виробника)
Вуглець	0,32	0,32	0,55	0,45
Марганець	не обмежується	1,2	не обмежується	1,0
Фосфор	0,02	0,015	0,02	0,01
Сірка	0,01	0,01	0,01	0,002
Кремній	не обмежується	0,4	не обмежується	1,0
Нікель	не обмежується	1,81	не обмежується	2,4
Хром	не обмежується	1,01	не обмежується	0,5
Молібден	не обмежується	0,7	не обмежується	0,5
Ванадій	не обмежується	–	не обмежується	–
Ніобій	–	–	не обмежується	–
Бор	0,003	0,005	0,003	0,003
Мідь	0,25	–	0,75	–
Азот	0,03	–	0,03	–
Титан	0,1	–	0,1	–
Цирконій	0,1	–	0,1	–
Алюміній	0,1	–	0,1	–
Свинець	0,01	–	–	–
Олово	0,02	–	–	–
Сурма	0,02	–	–	–
Миш'як	0,02	–	–	–

Таблиця 3. Максимальний і середній за хімічним аналізом плавков вміст основних елементів у броньових сталях закордонного виробництва, ваг. %

Сталь	C		Mn		Si		Ni		Cr		Mo		К-сть плавков
	макс.	сер.	макс.	сер.	макс.	сер.	макс.	сер.	макс.	сер.	макс.	сер.	
Guardian 500	0,30	0,26	1,2	0,80	0,4	0,21	1,2	0,83	0,8	0,44	0,6	0,29	16
Armstal 500	0,32	0,30	1,2	1,0	0,5	0,23	1,1	1,21	0,9	0,86	0,3	0,26	10
Miilux Protection 500	0,30	0,27	1,7	1,1	0,7	0,35	0,8	0,19	1,5	0,41	0,5	0,10	42
Armoх 500Т	0,32	0,28	1,2	0,85	0,4	0,26	1,8	0,90	1,0	0,50	0,7	0,35	17
Swebor Armor 560	0,36	0,34	1,6	1,3	0,6	0,25	–	0,05	–	0,43	–	0,02	12
Mars 600	0,45	0,44	1,0	0,49	1,0	0,79	2,4	1,90	0,5	0,15	0,5	0,33	12
Armoх 600Т	0,47	0,40	1,0	0,66	0,7	0,24	3,0	1,98	1,5	0,46	0,7	0,33	12

Незважаючи на повну відповідність листового прокату з наведених у табл. 3 сталей потрібному рівню балістичного захисту, саме суттєво менший (від заявленого максимального) вміст легувальних елементів може спричинити утворення у зварних з'єднаннях протяжних ділянок ЗТВ з низьким рівнем міцності та/або ударної в'язкості [6, 8] й негативно вплинути на їх кулестійкість. Наприклад, за даними [6], зростання погонної енергії зварювання з 0,5 до 0,9 кДж·мм⁻¹ обумовило збільшення протяжності «розм'якшеної» (по відношенню до твердості основного металу) ділянки ЗТВ у 2,9 рази для сталі Miilux Protection 500 і лише у 1,5 рази для легованої сталі типу 30X2H2MФ. При цьому, за умови впливу ідентичних термічних циклів зварювання, твердість ділянки високого відпуску ЗТВ сталі Miilux Protection 500 зменшилась у ~2 рази, а її структура складалась переважно з зернистого бейніту (рис. 2, а). Для сталі типу 30X2H2MФ зменшення твердості металу аналогічної ділянки ЗТВ, з утворюваною структурою трооститу різного ступеню дисперсності, відбулося в ~1,65 разів (рис. 2, б).

Різний рівень структурно-механічної неоднорідності зварних зразків автори [6] пояснюють тим, що підвищений вміст у сталі типу 30X2H2MФ Si, Cr, Mo і додаткове легування V забезпечують їй більш істотне пригнічення процесів знеміцнення ділянок ЗТВ, які нагріваються при зварюванні до температур високого відпуску та часткової аустенізації, ніж у сталі Miilux Protection 500, що де-факто була легована лише Mn і V, а вміст інших елементів (0,31

ваг. % Si; 0,41 ваг. % Cr; 0,08 ваг. % Mo; 0,012 ваг. % V) не забезпечував достатнього впливу на уповільнення відпуску її вихідної структури.

Таким чином, задля мінімізації протяжності знеміцнених ділянок ЗТВ і ступеня деградації механічних властивостей металу цих ділянок щонайменше потрібний раціональний вибір основного металу, з достатнім вмістом елементів, що підвищують стійкість переохолодженого аустеніту та уповільнюють відпуск, зокрема нікелю, хрому, молібдену, бору, а також кремнію і ванадію (у разі легування ними сталі) [1, 6]. З наведених у табл. 3 матеріалів це у першу чергу стосується сталей Miilux Protection і Swebor Armor. Шляхом додаткових досліджень має бути визначено мінімальну нижню границю вмісту легувальних елементів для застосовуваного у виробництві зварних корпусів бронетехніки прокату з цих матеріалів.

На сьогоднішній день для забезпечення еквівалентної балістичної стійкості металу зварних з'єднань броньових сталей у порівнянні з основним металом застосовують два підходи – конструктивний і металургійний. У першому випадку передбачається відповідне конструктивне виконання зварних вузлів корпусів військової бронетехніки з встановленням підсилювальних бронепідкладок зі зворотного боку шва або застосуванням типів з'єднань, де одна з деталей повністю перекриває шов, шляхом використання таврових, напусткових, шипових, пазових з'єднань. Недоліком подібних рішень є зростання металоємності та ваги конструкції, невирішеність

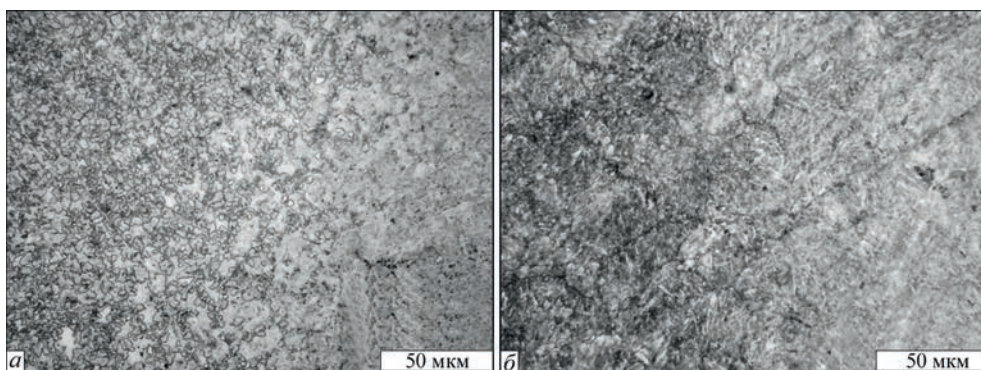


Рис. 2. Мікроструктура перехідної зони між ділянкою неповної перекристалізації (ліворуч) та ділянкою відпуску (праворуч) зварних зразків сталі Miilux Protection 500 (а) і сталі 30X2H2MФ (б), за погонної енергії зварювання 0,9 кДж·мм⁻¹ [6]

проблеми можливого знеміцнення металу ЗТВ і втрати ним потрібної кулестійкості.

Металургійний підхід передбачає підвищення балістичної стійкості стикових зварних з'єднань броньових сталей шляхом формування гетерогенних властивостей металу швів комбінацією зварювальних, наплавлювальних і допоміжних матеріалів або регулювання їх структурно-фазового складу впровадженням нових зварювальних матеріалів, комбінованих і гібридних технологій зварювання.

Формування гетерогенних (комбінованих) властивостей металу швів. З досвіду попередження холодних тріщин у товстостінних зварних з'єднаннях гартівних сталей відомий метод багатопрохідного зварювання з чергуванням застосованих зварювальних матеріалів і впровадженням у структуру шва пластичних прошарків. Цей підхід став основою низки досліджень щодо створення гетерогенної структури зварного шва з диференційованими по товщині з'єднання механічними властивостями. Авторами [9] для зварювання покритими електродами стикових з'єднань броньової сталі високої твердості завтовшки 18 мм запропоновано впровадження в структуру шва 1–2 шарів високої твердості. При цьому ефект підвищення балістичної стійкості металу комбінованого шва спостерігається за умови утворення твердого прошарку всередині по товщині шва, між кореневими та заповнювальними (личкувальними) проходами, виконаними електродами аустенітного класу (рис. 3).

Підкреслено роль буферного прошарку, що наплавляється на з'єднувані крайки перед зварюванням. На думку авторів [9], цей прошарок пластичної високолегованої сталі аустенітного класу не тільки сприяє зниженню ризику утворення холодних тріщин під час зварювання, але й запобігає поширенню ударних хвиль по металу ЗТВ внаслідок власної пластичної плинності у протилежному по відношенню до проникнення ударника напрямку.

Для вищенаведеного типу зварного з'єднання з комбінованим зварним швом встановлено оптимальну товщину твердого шару ~5,5 мм, що відповідає ~0,3 товщини основного металу, та порівняно вплив складу зміцнювальних наплавлювальних матеріалів на показники кулестійкості [10].

Незважаючи на наявний доробок, питання послідовності зміцнювального наплавлення в структурі комбінованих зварних швів зварних з'єднань броньових сталей залишається відкритим. Зокрема у [11], за результатами порівняння двох марок порошкових наплавлювальних дротів і послідовності розміщення твердого прошарку відносно корневих і заповнювальних проходів, виконаних аустенітним електродним дротом типу G 23 12 L Si, встановле-

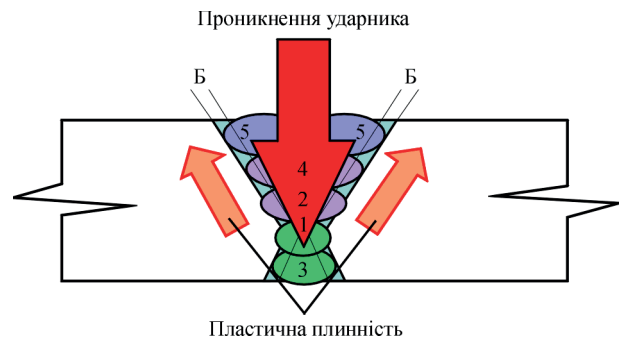


Рис. 3. Схематичне зображення взаємодії металу комбінованого зварного шва з високошвидкісним ударником [9]: Б – буферний прошарок, наплавлений на крайки стика; 1–6 – послідовність зварювання шарів шва (1, 3, 5, 6 – аустенітна (нержавка) сталь, 2, 4 – зносостійкий матеріал високої твердості)

но, що найбільшу кулестійкість забезпечує зовнішнє з боку обстрілу розташування зміцнювального прошарку. Хоч в обох випадках наскрізного ураження не відбулося (рис. 4, в, з), зовнішнє розташування твердого прошарку дозволяє розсіювати енергію удару на більшу площу перерізу шва з високою пластичністю та в'язкістю, здатною до релаксації створюваних напружень без крихкого руйнування. За умови розміщення твердого прошарку всередині шва, процес подальшого наплавлення личкувальних шарів призводить до небажаних структурних змін, що сприяють зниженню його твердості [11].

Технології підвищення кулестійкості стикових швів броньових сталей високої твердості, впроваджені у зварювальне виробництво радянської та вітчизняної бронетехніки, також передбачали зміцнювальне наплавлення спеціальним покритим електродом або газозахисними порошковим дротом [12] з зовнішньої поверхні зварного з'єднання.

Хімічний склад зварювальних матеріалів для виконання комбінованих зварних швів з підвищеною балістичною стійкістю та твердістю утворюваних зміцнювальних прошарків, за літературними даними, наведено у табл. 4.

У [17] досліджено принципову можливість підвищення твердості личкувального шару зварного шва шляхом зварювання штатним хром-нікель-марганцевим дротом аустенітного класу типу G 18 8 Mn у суміші 98% Ar + 2% CO₂ по закладеній у зазор між зварюваними крайками вуглецевій волокнистій присадці (ВВП) на основі вуглемісткої тканини марки УУТ-2. Під час зварювання електродний і присадний вуглецевий матеріал розплавляються, утворюючи рідку ванну. За рахунок електродного дроту відбувається легування поверхні, а ВВП дозволяє збільшувати вміст вуглецю в металі шва. Зі збільшенням питомої ваги ВВП у складі шва його будова стає подібною до структури високохромистого чавуну з протяжними виділеннями

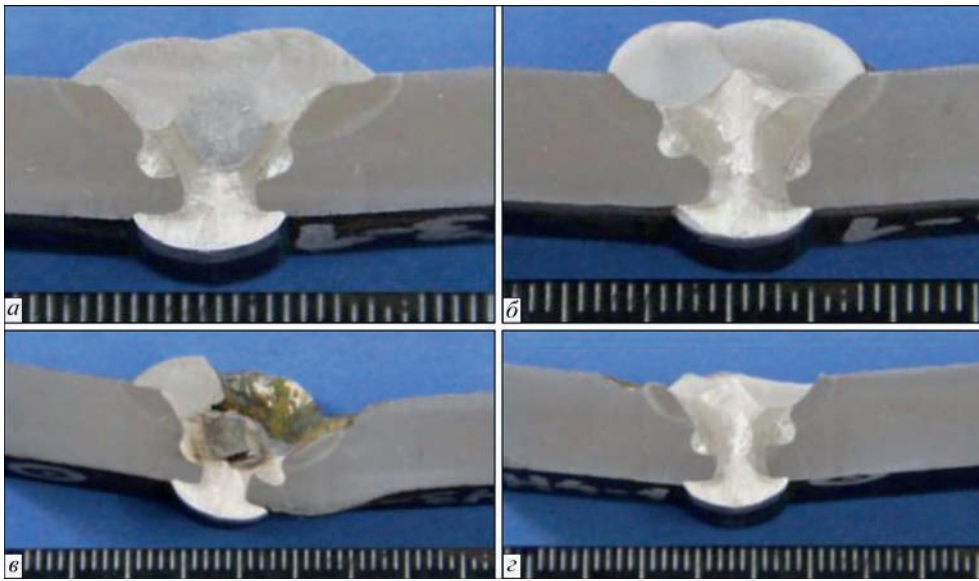


Рис. 4. Зовнішній вигляд комбінованих зварних швів стикових з'єднань сталі Armoх 500Т завтовшки 8 мм до (а, б) та після (в, г) балістичних випробувань [11]: а, в – твердий прошарок виконано порошковим дротом EnDOTec DO30 всередині шва; б, г – твердий прошарок виконано порошковим дротом Durmat FD 739 на зовнішній поверхні шва

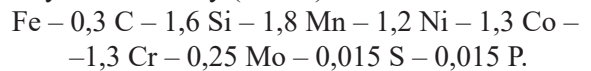
цементитної складової і середньою мікротвердістю 380...395 $HV_{0,2}$.

Автори [18] для зразків зі сталі Armoх 500Т досліджують метод зварювання плавким електродним дротом у захисному газі по попередньо нанесеному шару флюс-пасти, що містить нанорозмірні частинки карбідів WC, SiC і TiC. За результатами досліджень встановлено не тільки збільшення твердості металу шва до 578...654 HV , але й рафінування його структури та зростання глибини проплавлення через контрагування стовпа дуги іонами вольфраму та кремнію.

Регулювання структурно-фазового складу металу зварних швів. У контексті зварювання броньових сталей за даним напрямком досліджень здійс-

нюється пошук нових перспективних зварювальних матеріалів з високими показниками міцності наплавленого металу за умови збереження його тріщиностійкості, а також впровадження способів зварювання з можливістю незалежного впливу на показники продуктивності процесу (глибина проплавлення, швидкість зварювання) та витрати зварювальних матеріалів і, відповідно, їх частку в металі шва.

Автори [19] довели можливість формування структури безкарбідного бейніту в металі шва стикового з'єднання броньової сталі високої твердості, виконаного дослідним покритим електродом наступного складу (ваг. %):



Таблиця 4. Хімічний склад наплавлених матеріалів (ваг. %) та твердість кулестійкого шару

Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	W	V	Nb	Co	Fe	Твердість	Джерело
AWS E FeCr-A7	4,0	1,5	1,0	30	–	2,0	–	–	0,5	–	–	Осн.	~648 HB	[9]
AWS E WC1 30/40	2,4	0,18	–	–	0,3	0,36	–	56,4	–	–	–	Осн.	595...685 HB	[10]
Durmat FD 739	1,0	–	–	20	–	3,3	4,4	5,7	–	3,4	–	Осн.	830...900 HB	[11]
Castolin EnDOTec DO*30	0,5	0,4	1,4	1,0	–	–	3,7	–	–	–	–	Осн.	745...850 HB	[11]
АН-180 (15ХН2ГМ)	0,11...0,20	0,20...0,70	1,0...1,60	1,0...1,60	2,0...2,50	0,35...0,70	–	–	–	–	–	Осн.	364...477 HB	[12]
Хромистий білий чавун	4,3	0,91	1,66	29,8	–	–	–	–	–	–	–	Осн.	~655 HB	[13]
WC-alloy	1,0	1,5	–	10,0	48	5,4	–	30 (WC)	0,5	–	–	3,5	~595 HB	[14]
Stellite-6 (AWS A5.13 ERCrCo-A)	1,1	< 2,0	–	30	< 3,0	< 1,0	–	4,0...5,0	0,5	–	Осн.	< 3,0	~430 HB	[15]
Castolin EnDOTec DO*390N	5,0	2,0	5,0	20	–	10	5,0	10	–	10	–	Осн.	~900 HB	[16]

Структура безкарбідного бейніту, що складається з рейкоподібних кристалів феритної фази, залишкового аустеніту та не містить цементитних частинок, характеризується високою міцністю, твердістю $\sim 450 HV$ та не схильна до утворення холодних тріщин. Однак показники ударної в'язкості металу шва виявились дещо нижчими від основного металу через виділення між гілками дендритів аустенітної фази грубої блокової морфології.

Перспективним напрямом розроблення зварювальних матеріалів для гартівних сталей є такі, що дозволяють реалізувати ефект низькотемпературного перетворення аустеніту в металі шва [20]. Це – низьковуглецеві високолеговані зварювальні матеріали системи Cr-Ni та Cr-Ni-Mn, що забезпечують затримання розпаду аустеніту до температури 200 °C і нижче. У цьому випадку мартенситне перетворення в ЗТВ зварюваної сталі відбуватиметься за таких же самих термодинамічних умов, що і під час зварювання аустенітними матеріалами й тому зварювання допускається здійснювати без підігрівання. У свою чергу, низькотемпературне перетворення аустеніту в низьковуглецевий рейковий мартенсит у металі шва надає йому високу міцність з достатньою, у більшості випадків, пластичністю та в'язкістю. Однак на сьогоднішній день переважна більшість публікацій, присвячених впровадженню даних матеріалів для зварювання високоміцних сталей, обмежується конструкційними сталями з границею плинності 690...960 МПа.

Певного приросту показників міцності та твердості металу шва, виконаного штатними низьковуглецевими зварювальними матеріалами при зварюванні броньових сталей, що містять 0,25...0,45 ваг. % вуглецю, можна досягнути шляхом регулювання частки наплавленого металу в складі шва. Для конвенційних способів дугового зварювання плавким електродом це неможливо, оскільки швидкість подавання електродного дроту жорстко прив'язана до величини зварювального струму, необхідної для досягнення певного проплавлення. Способи зварювання без присадки або з незалежною відносно енергетичних параметрів джерела нагрівання швидкістю подавання присадного матеріалу, гібридні та комбіновані технології зварювання дозволяють більшою мірою вплинути на структурно-фазовий склад металу шва. Існують успішні приклади подібних підходів у реалізації завдання збільшення міцності металу шва зварних з'єднань броньових сталей високої твердості для гібридного плазмово-дугового зварювання [21].

Варто зазначити, що практично всі вищенаведені приклади методів підвищення балістичної стійкості стикових зварних з'єднань броньових сталей

обмежуються областю металургійних реакцій під час зварювання та здатні вплинути на склад і властивості лише металу шва та ділянки сплавлення. Вплив на процеси знеміцнення за межами шва носить здебільшого екстенсивний характер – обмеження погонної енергії зварювання, застосування концентрованих джерел зварювального нагрівання з метою максимального звуження ЗТВ. Перспективним напрямом вирішення проблеми неоднорідності робочих властивостей металу зварних з'єднань броньових сталей може бути застосування методу наплавлення твердого кулестійкого шару на поверхню зварного шва і, за потреби, ЗТВ, з мінімальним тепловкладенням у метал зварного з'єднання, змогою роздільного керування процесами введення енергії і подавання присадного матеріалу, широкою номенклатурою матеріалів для зміцнювального покриття.

Перспективи плазмово-порошкового наплавлення. Спосіб ППН дозволяє точно контролювати товщину наплавленого шару, забезпечує локалізоване тепловкладення, мінімізацію ступеня перемішування та високу адгезію шару до основи [22]. Це, зокрема, досягається завдяки високому ступеню іонізації плазмової дуги, що забезпечує зосереджену теплову дію в обмеженій зоні [23]. Крім того, подача порошкового присадного матеріалу разом із захисним газом безпосередньо в зону дуги запобігає його окисненню та дозволяє отримувати чисті з металургійної точки зору покриття високої якості [24].

Як і за будь-яких інших термічних методів інженерії поверхні, в умовах ППН утворюється зона термічного впливу та область перемішування покриття з основним металом, процеси в яких істотно впливають на експлуатаційні характеристики оброблюваного виробу. Проте ступінь перемішування для шарів завтовшки понад 1 мм, виконаних ППН, зазвичай не перевищує 5 %. Водночас для дугових способів наплавлення перемішування може сягати 15...40 %, що потребує багат шарового нанесення покриття для досягнення бажаних властивостей [25].

Узагальнену характеристику способу ППН за даними літературних джерел наведено у табл. 5.

У [14] створення зміцнювального кулестійкого прошарку всередині багатопрхідного зварного шва реалізовано ППН, що дозволило контролювати тепловкладення, забезпечуючи невелику глибину проплавлення і, як наслідок, зменшене перемішування в ділянці сплавлення з основою. Однак, незважаючи на технологічні переваги, метод ППН поки не знайшов широкого застосування для нанесення кулестійких зміцнювальних шарів на поверхню зварних з'єднань броньових сталей. Це зумовле-

Таблиця 5. Переваги та недоліки ППН [22, 26, 27]

Переваги	Недоліки
Висока ефективність використання порошку (осадження > 95%)	Потребує наявності металевої основи для замикання електричного кола
Можливість використання недорогих порошоків, стійкість до змін у їх якості	Обмежене застосування на поверхнях зі складною геометрією (наприклад канавки, кути)
Формування щільного покриття з мінімальною пористістю	Високе тепловкладення, що вимагає додаткового охолодження при наплавленні малих деталей
Наплавлення товстих шарів за один прохід, зменшуючи кількість повторень	Неможливість стабільного наплавлення на вертикальних поверхнях через вплив сили тяжіння
Міцний металургійний зв'язок між покриттям та основою	Перемішування може змінювати властивості як покриття, так і основного матеріалу
Дрібнозерниста мікроструктура наплавленого шару	Залишкові напруження в покритті, які можуть впливати на його довговічність
Захист зони плавлення інертним газом запобігає окисненню металу під час процесу	Необхідно враховувати металургійну сумісність між матеріалом покриття та підкладкою
Можливість формування сплавів безпосередньо в розплавленій ванні, включаючи металеві композити	
Мінімальна глибина проплавлення	

но як високими вимогами до стабільності процесу, так і необхідністю подальшого вдосконалення технологічних параметрів з урахуванням особливостей зварювання високоміцних гартівних сталей. Технологія є перспективною, проте потребує подальших досліджень у напрямку підбору порошкових композицій, зниження залишкових напружень і підвищення адаптивності до складних геометрій виробів.

Висновки

У зварюванні броньових сталей високої та надвисокої твердості досягнення рівномірності зварного з'єднання з основним металом потребує дуже складних технологічних рішень і з точки зору реалізації на даний час практично неможливе, а балістична стійкість з'єднань повинна забезпечуватись конструктивно або за рахунок локального зміцнення.

З метою запобігання надмірного знеміцнення металу ЗТВ під час виготовлення зварних складальних одиниць корпусів бронетехніки зі сталей закордонного виробництва вміст Ni, Cr, Mo, B, а також Si і V (у разі легування ними сталі) має бути об'єктом входного контролю, для чого, шляхом додаткових досліджень, має бути визначено мінімальну нижню границю вмісту легувальних елементів у них.

Основними зварювально-металургійними напрямками підвищення балістичної стійкості металу швів стикових зварних з'єднань броньових сталей є:

- диференціація механічних властивостей комбінуванням зварювальних, наплавлувальних і допоміжних матеріалів;

- регулювання структурно-фазового складу впровадженням нових зварювальних матеріалів, комбінованих і гібридних технологій зварювання.

За першим напрямком реалізується створення прошарків високої твердості на поверхні або всередині металу багатопрхідного шва за допомогою наплавлувальних матеріалів з високими показни-

ками стійкості в умовах високошвидкісного ударно-хвильового навантаження.

За другим напрямком триває пошук нових композицій зварювальних матеріалів, здатних забезпечувати підвищені показники міцності наплавленого металу за умови збереження його тріщиностійкості, досліджується можливість застосування способів зварювання з незалежною відносно енергетичних параметрів джерела нагрівання швидкістю подавання присадного матеріалу, зокрема гібридних способів.

Перспективним методом підвищення кулестійкості зварних швів і знеміцнених ділянок ЗТВ може бути застосування ППН завдяки контролюваному тепловкладенню, малій глибині проплавлення та широкій номенклатурі порошкових матеріалів для зміцнювального покриття.

Список літератури/References

1. Hazell, P.J. (2022) *Armour: Materials, theory, and design*. 2nd ed. Boca Raton, London, New York, CRC Press. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781003322719>
2. Rosenberg, Z., Dekel, E. (2020) *Terminal ballistics*. 3rd ed. Cham, Springer Nature Switzerland AG. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-030-46612-1>
3. Hanhold, B., Babu, S.S., Cola, G. (2013) Investigation of heat affected zone softening in armour steels. Pt 1. Phase transformation kinetics. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, 18(3), 247–252. DOI: <https://doi.org/10.1179/362171812Y.0000000100>
4. Костін В.А., Позняков В.Д., Берднікова О.М., Жуков В.В., Алексєнко Т.О., Алексєнко І.І. (2020) Вплив структурних перетворень на механічні властивості зварних з'єднань броньових сталей. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 56(4), 36–43. Kostin, V.A., Poznyakov, V.D., Berdnikova, O.M., Zhukov, V.V., Alekseenko, T.O., Alekseenko, I.I. (2020) Influence of structural transformations on mechanical properties of welded joints of armour steels. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialiv*, 56(4), 36–43 [in Ukrainian].
5. Madhusudhan Reddy, G., Mohandas, T., Papukutty, K.K. (1998) Effect of welding process on the ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments. *J. Mater. Proc. Technol.*, 74(1-3), 27–35. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00245-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00245-8)
6. Slyvinsky, O., Chvertko, Y., Bisyk, S. (2019) Effect of welding heat input on heat-affected zone softening in quenched

- and tempered armor steels. *High Temperature Material Processes*, 23(3), 239–253. DOI: <https://dx.doi.org/10.1615/HighTempMatProc.2019031690>
7. Pang, W., Ahmed, N., Dunne, D. (2011) Hardness and microstructural gradients in the heat affected zone of welded low-carbon quenched and tempered steels. *Australasian Welding J.*, 56(2), 36–48.
 8. Slyvins'kyy, O.A., Kvasnyts'kyy, V.V., Vladymyrskyi I.A., Bisyk, S.P., Chvertko, Ye.P., Kovalenko, V.L. (2024) Effect of heat input during welding on the microstructure and mechanical properties of the heat-affected zone of MIL-A-46100 armour steel. *Metallophysics and Advanced Technologies*, 46(7), 663–677. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.46.07.0663>
 9. Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2013) Microstructural analysis of ballistic tests on welded armor steel joints. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2, 125–139. DOI: <https://doi.org/10.1007/s13632-013-0069-5>
 10. Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2013) Effect of hardfacing consumables on ballistic performance of Q&T steel joints. *Defence Technology*, 9(4), 249–258. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2013.12.007>
 11. Garašić, I., Jurica, M., Iljkić, D., Barišić, A. (2019) Determination of ballistic properties on armox 500T steel welded joint. *Engineering Review*, 39(2), 186–196. DOI: <https://doi.org/10.30765/er.39.2.8>
 12. ДСТУ В 9014:2020 *Дугове зварювання конструкцій зі сталей високої твердості для легкоброньованої техніки. Технічні умови. Чинний від 2020–09–01*. Київ, ДП «УкрНДНЦ».
 13. DSTU V 9014:2020. *Arc welding of structures made of high-hardness steels for light-armored vehicles. Technical specifications*. Kyiv, DP «UkrNDNTs» [in Ukrainian].
 13. Choo, S.-H., Baek, E.-R., Lee, S. (1996) Ballistic impact behavior of multilayered armor plates processed by hardfacing. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 27, 3335–3340. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02663884>
 14. Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2013) Effect of PTA hardfaced interlayer thickness on ballistic performance of shielded metal arc welded armor steel welds. *J. Mater. Eng. and Performance*, 22, 806–814. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0338-5>
 15. Klimpel, A., Luksa, K., Burda, M. (2010) Structure and properties of GMA surfaced armour plates. *Archives of Materials Science and Engineering*, 43(2), 109–116.
 16. Ghauri, K.M., Iqbal, A., Ali, L., Ahmad, A., Hameed, G., Hussain, N. (2012) Enhancement of mechanical and ballistic properties of quenched and tempered high strength low alloy steel weldments. *J. of Faculty of Engineering & Technology*, 19(1), 27–41.
 17. Сливінський О.А., Борніков А.С. (2018) Вплив вуглецевих волокнистих присадок на структуру та твердість наплавленого аустенітного металу. *Технологіческие системы*, 2(83), 75–81. DOI: <https://dx.doi.org/10.29010/083.9>
 18. Slyvinsky, O.A., Bornikov, A.S. (2018) Influence of carbon fiber additives on the structure and hardness of deposited austenitic metal. *Tekhnologicheskie Sistemy*, 2(83), 75–81. DOI: <https://dx.doi.org/10.29010/083.9> [in Ukrainian].
 18. Kim, C.J., Jeong, Y.C., Son, H.J., Seo, B.W., Kim, S., Lyu, S.-K., Hou, X., Cho, Y.T. (2024) Revolutionizing hardness via nanoparticle flux in welding of high-hardness armor steel. *Materials & Design*, 242, 113001. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.113001>
 19. Krishna Murthy, N., Janaki Ram, G.D., Murty, B.S. et al. (2014) Carbide-free bainitic weld metal: A new concept in welding of armor steels. *Metallurgical and Mater. Transact. B*, 45, 2327–2337. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-014-0120-1>
 20. Wang, W., Huo, L., Zhang, Y., Wang, D., Jing, H. (2002) New developed welding electrode for improving the fatigue strength of welded joints. *J. Mater. Sci. & Technol.*, 18(6), 527–531.
 21. Skowronska, B., Szulc, J., Bober, M., Baranowski, M., Chmielewski, T. (2022) Selected properties of RAMOR 500 steel welded joints by hybrid PTA-MAG. *J. of Advanced Joining Processes*, 5, 100111. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2022.100111>
 22. Boulos, M.I., Fauchais, P., Pfender, E. (2023) Plasma torches for cutting, welding and PTA coating. In: *Handbook of Thermal Plasmas*. Cham, Springer, 659–741. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-030-84936-8_47
 23. Rohan, P., Boxanova, M., Zhang, L., Kramar, T., Lukac, F. (2017) High speed steel deposited by pulsed PTA – Frequency influence. In: *ITSC 2017*. ASM Intern., 404–407. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.cp.itsc2017p0404>
 24. Zikin, A., Hussainova, I., Katsich, C., Badisch, E., Tomastik, C. (2012) Advanced chromium carbide-based hardfacings. *Surf. Coat. Technol.*, 206(19-20), 4270–4278. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.04.039>
 25. Hällén, H., Lugscheider, E., Ait-Mekideche, A. (1991) Plasma transferred arc surfacing with high deposition rates. In: *Proc. of Conf. on Thermal Spray Coatings: Properties, Processes and Applications*. Pittsburgh, USA. p. 5379.
 26. DuMola, R., Heath, G. (1997) New developments in the plasma transferred arc process. In: *Int. Thermal Spray Conf.* ASM International. 427–434. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.cp.itsc1997p0427>
 27. Wilden, J., Bergmann, J., Frank, H. (2006) Plasma transferred arc welding – Modeling and experimental optimization. *J. of Thermal Spray Technol.*, 15, 779–784. DOI: <https://doi.org/10.1361/105996306X146767>

APPROACHES TO ENHANCING THE BALLISTIC PERFORMANCE OF WELDED JOINTS IN HIGH AND ULTRA-HIGH HARDNESS ARMOR STEELS (Review)

O.A. Slyvinsky, M. M. Kovtoniuk

National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteiskyi Ave., Kyiv, 03056, Ukraine.

E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

The paper is devoted to the analysis of modern approaches to improving the bullet resistance of welded joints of high and ultra-high hardness armor steels. Based on the analysis of actual chemical composition of foreign-produced armor steel heats, the average content of key alloying elements influencing the structural and phase transformations under welding thermal cycles has been determined. In order to reduce the level of structural and mechanical heterogeneity of the metal of the welding heat-affected zone (HAZ) during the manufacture of welded assembly units of armored vehicle hulls from foreign-made steels, the content of Ni, Cr, Mo, B, as well as Si and V (in the case of alloying steel with them) should be the object of quality control, for which, through additional research, the minimum lower limit of the content of alloying elements in them should be determined. The current state of welding-metallurgical approaches for improving the ballistic resistance of armor steels is examined. These methods involve differentiating the mechanical properties of welds through the combination of welding, hardfacing, and auxiliary materials, or through the regulation of their structural and phase composition using advanced filler metals and combined or hybrid welding technologies. Literature data on the compositions of primary welding materials used for hardfacing ballistic-resistant layers are provided. Particular attention is given to the potential of plasma powder hardfacing (PPH) for local reinforcement of weld metal and HAZ, ensuring controlled heat input and minimal mixing between base and filler metals. The advantages and limitations of PPH are summarized, and key directions for further research are outlined to facilitate the successful implementation of this technique for enhancing performance of welds in high and ultra-high hardness armor steels. 27 Ref., 5 Tabl., 4 Fig.

Keywords: welded joints, high and ultra-high hardness armor steels, ballistic resistance, hardfacing, plasma-powder hardfacing

Отримано 25.07.2025

Отримано у переглянутому вигляді 16.10.2025

Прийнято 02.12.2025

ВПЛИВ СКЛАДУ ШИХТИ ПОРОШКОВОГО ДРОТУ ПП-НП-120ВЗХМФ НА ХІМІЧНИЙ СКЛАД ЗВАРЮВАЛЬНИХ АЕРОЗОЛІВ ПРИ ДУГОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ПІД ФЛЮСОМ

І.П. Лентюгов, О.М. Безушко, І.І. Рябцев, Л.Л. Окопнік, М.І. Лентюгов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, Україна, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: gavs04@ukr.net

Представлено результати дослідження хімічного складу та рівня виділення зварювальних аерозолів, які утворюються при дуговому наплавленні під флюсом порошковим дротом ПП-Нп-120ВЗХМФ(л) з шихтою із лігатури, яка отримана у результаті електрошлакового переплаву відходів абразивної обробки швидкорізальних сталей, та порошковим дротом ПП-Нп-120ВЗХМФ(фс) з шихтою із феросплавів. Встановлено, що обидва порошкові дроти належать до класу 1а, токсичність твердої складової зварювального аерозолу у них практично однакова, при цьому порошковий дріт з шихтою із лігатури показує кращі результати за показником токсичності $LV_{WF(A)}$ і за інтенсивністю виділення зварювального аерозолу. Запропоновано рекомендації щодо захисту наплавників та навколишнього середовища від зварювальних аерозолів при використанні розробленого порошкового дроту ПП-Нп-120ВЗХМФ(л). Бібліогр. 10, табл. 7, рис. 5.

Ключові слова: порошковий дріт, дугове наплавлення, лігатура, зварювальний аерозоль, шкідливі речовини, показники рівнів виділення, охорона здоров'я

Вступ. У процесі дугового зварювання та наплавлення під флюсом відбувається взаємодія розплавленого металу зі шлаком і газами. При цьому в повітрі робочої зони утворюється зварювальний аерозоль (ЗА) у вигляді твердої й газової складових, що є одним з найнебезпечніших чинників, які негативно впливають на організм зварників (наплавників) [1]. Знання шкідливих факторів і процесів їх утворення дають можливість розробляти санітарно-гігієнічні рекомендації при виробництві та використанні порошкових дротів для дугового наплавлення та зварювання.

При наплавленні (зварюванні) під флюсом зварювальна дуга закрита шаром флюсу (шлаку), унаслідок чого усувається шкідливий вплив випромінювання дуги, відсутні іскри та бризки розплавленого металу, рівень шуму дуги незначний. Джерелами утворення зварювального аерозолу є переважно сам флюс (шлак), а також порошковий дріт. Разом з тим, шар флюсу (шлаку) виконує роль своєрідного фільтра, при проходженні через який основний потік ЗА осідає, і лише незначна частина розсіюється у навколишньому середовищі [2].

Широко відомо, що рівень виділень зварювального аерозолу визначається потужністю зварювальної дуги, тобто залежить від діаметра дроту, що використовується, і, відповідно, від режиму наплавлення (зварювання) [3–4]. Хімічний склад зварювального аерозолу при дуговому наплавлен-

ні під флюсом визначається складом електродного порошкового дроту та флюсу. Обов'язковими компонентами зварювального аерозолу, що утворюється під час наплавлення (зварювання) порошковим дротом під флюсом, є сполуки марганцю, кремнію, заліза, інших легуючих елементів, а також розчинні та нерозчинні фториди. Крім того, під час наплавлення під флюсом у повітря робочої зони надходять фтористий водень і тетрафтористий кремній, а також незначна кількість оксидів азоту та монооксиду вуглецю.

Мета роботи – визначити вплив попереднього електрошлакового переплаву шихти порошкового дроту ПП-Нп-120ВЗХМФ на його санітарно-гігієнічні показники при дуговому наплавленні під флюсом.

Матеріали та методики досліджень. При виготовленні порошкового дроту для наплавлення у якості оболонки зазвичай використовують холоднокатану стрічку із низьковуглецевої сталі марки 08кп завтовшки 0,2...1,0 мм і завширшки 8...20 мм. У якості шихти використовують феросплави (феромарганець, ферохром, феровольфрам, ферованадій та ін.), чисті метали, як то: залізний порошок, графіт, кремнефтористий натрій та інші матеріали. При наплавленні порошковий дріт розплавляється й компоненти шихти потрапляють у зварювальну ванну, забезпечуючи отримання легovanого наплавленого металу. Флюс або газо- і шлакоутворюючі матеріали шихти порошкового дроту

Лентюгов І.П. – <https://orcid.org/0000-0001-8474-6819>, Безушко О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-6148-1675>,
Рябцев І.І. – <https://orcid.org/0000-0001-7550-1887>, Окопнік Л.Л. – <https://orcid.org/0009-0004-4998-9857>,
Лентюгов М.І. – <https://orcid.org/0009-0006-9282-0410>

© І.П. Лентюгов, О.М. Безушко, І.І. Рябцев, Л.Л. Окопнік, М.І. Лентюгов, 2025

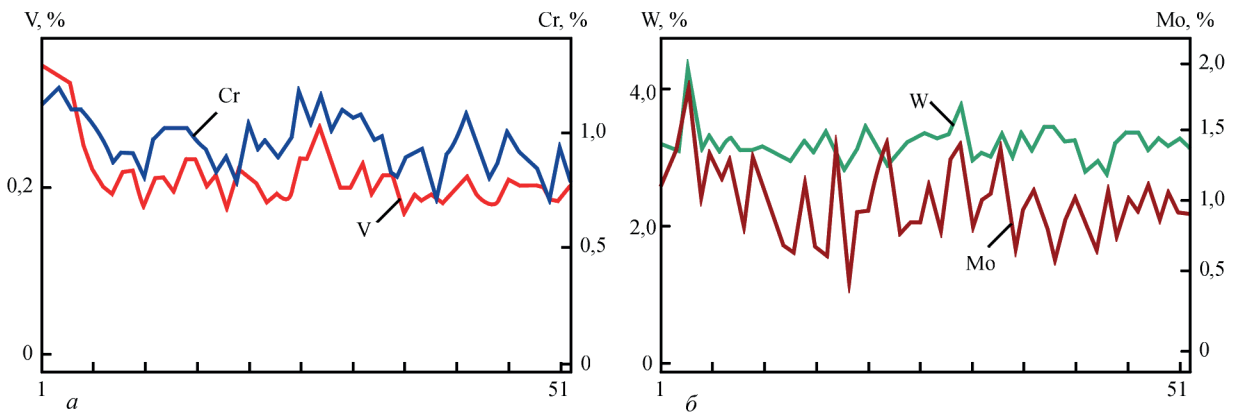


Рис. 1. Розподіл Cr, V (а) і W, Мо (б) у металі, наплавленому дослідним порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(л): довжина 150 мкм, крок 3 мкм

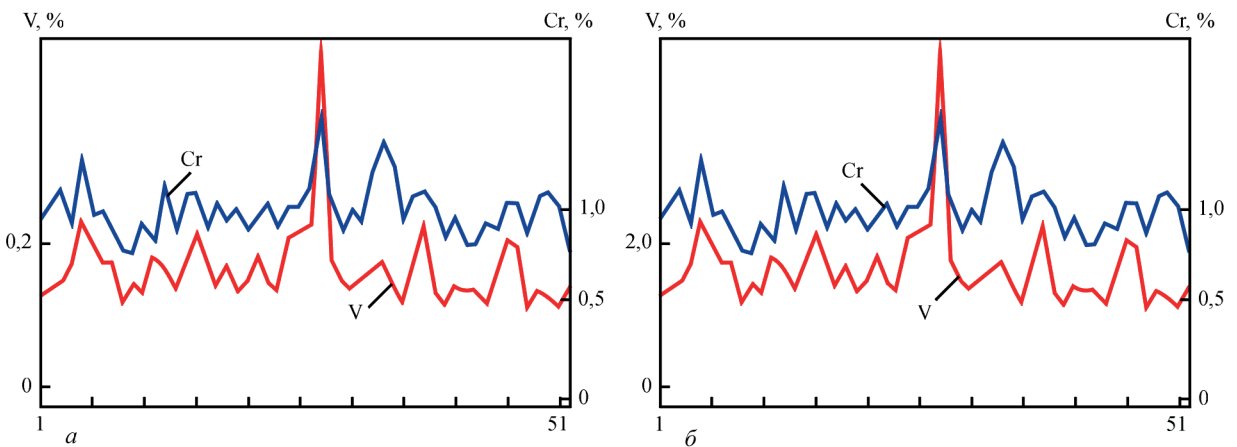


Рис. 2. Розподіл Cr, V (а) і W, Мо (б) у металі, наплавленому дослідним порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(фс): довжина 150 мкм, крок 3 мкм

при їх плавленні забезпечують захист металу від кисню та азоту повітря [5].

При розробці порошкового дроту ПП-Нп-120В3ХМФ у якості шихти використовували лігатуру, яку отримали електрошлаковим переплавом відходів абразивної обробки швидкорізальних сталей [6]. У склад лігатури входять усі легуючі елементи наплавленого металу типу швидкорізальної сталі 120В3ХМФ. Для порівняння використовували порошковий дріт ПП-Нп-120В3ХМФ, у якості шихти якого застосовували феросплави.

Результати досліджень та їх обговорення.

Легування за допомогою лігатури дає стабільніші результати щодо розподілу основних легуючих елементів у металі, наплавленому дослідним порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(л) з шихтою із лігатури (рис. 1) у порівнянні з дослідним порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) з шихтою із феросплавів, який забезпечує отримання наплавленого металу того ж типу (рис. 2).

При використанні порошкового дроту типу ПП-Нп-120В3ХМФ(л) спостерігається змен-

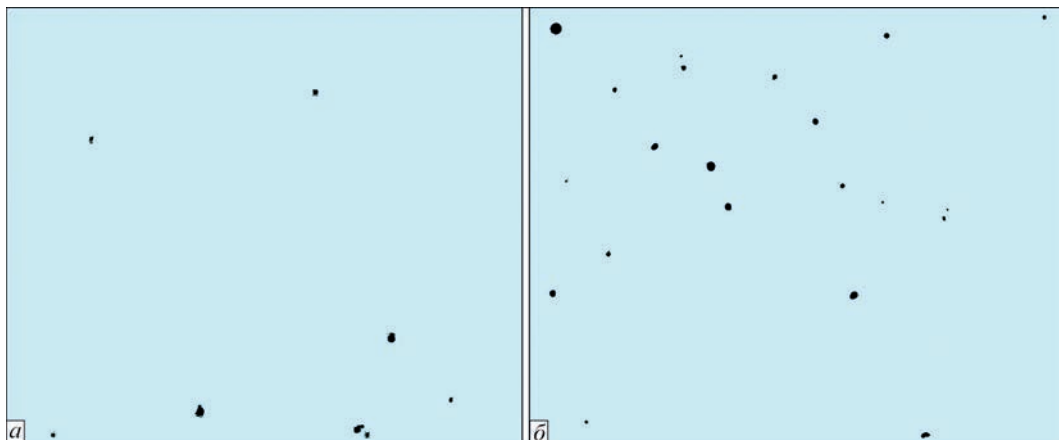


Рис. 3. Мікроструктура полірованих нетравлених зразків, наплавлених порошковими дротами ПП-Нп-120В3ХМФ(л) (а) і ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) (б), $\times 500$

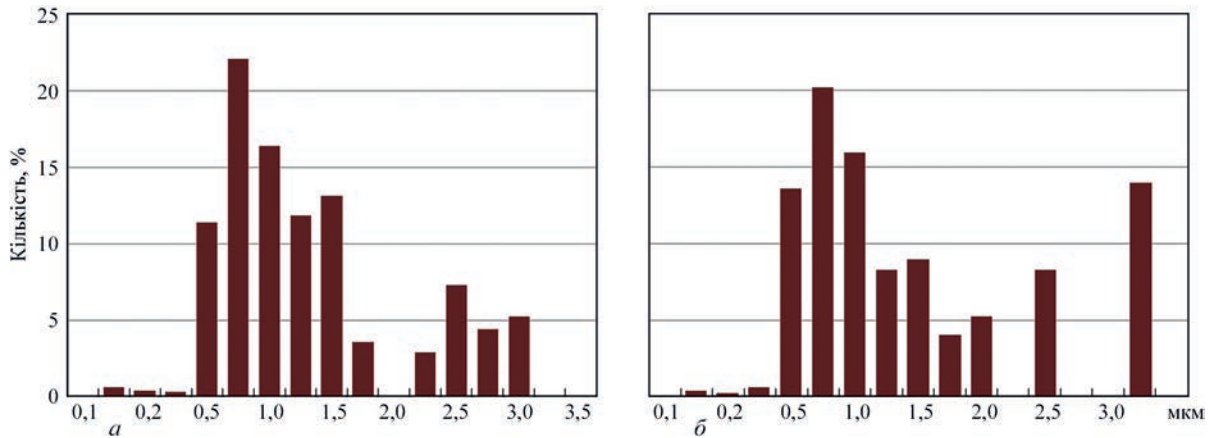


Рис. 4. Розподіл об'ємної частки неметалевих включень за розмірами у металі, наплавленому порошковими дротами ПП-Нп-120В3ХМФ(л) (а) та ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) (б)

шення кількості та об'ємної частки неметалевих включень у наплавленому металі, у порівнянні з металом, наплавленим порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) (рис. 3, 4).

Об'ємна частка неметалевих включень у металі, наплавленому порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(л), склала 0,18 %, а в металі, наплавленому порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) – 0,27 %.

Проведено порівняння санітарно-гігієнічних характеристик зварювального аерозолі, що виділяється при наплавленні під флюсом АН-72 порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(л) з шихтою із лігатури та порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) з шихтою із феросплавів.

Хімічний склад флюсу для наплавлення та матеріалів, які використовувалися при виготовленні порошкових дротів, наведено в табл. 1–4. Відсотковий склад порошкового дроту ПП-Нп-120В3ХМФ(л) з шихтою із лігатури та порошкового дроту ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) з шихтою із феросплавів наведено на рис. 5.

Для оцінки токсичності порошкових дротів з шихтою із лігатури та феросплавів було проведено їхньою санітарно-гігієнічну оцінку у відповідності до міжнародних стандартів ДСТУ ISO 15011-1:2008 [7] та ДСТУ ISO 15011-4:2008 [8]. Ці стандарти дозволяють отримати необхідну інформацію про хімічний склад зварювального аерозолі та орієнтовно розрахувати ризик їхньою шкідливої дії на організм зварника (наплавника). Для цього визначили та проаналізували розрахун-

Таблиця 1. Хімічний склад флюсу АН-72

Марка флюсу	Масова частка компонентів, %					
	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	CaF ₂	FeO	ZrO ₂
АН-72	18,0	20,0	23,0	40,0	≤0,5	2,0

Таблиця 2. Хімічний склад стрічки зі сталі 08кп

Марка сталі	Масова частка компонентів, %						
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cu
Стрічка сталі 08кп	0,05-0,11	≤0,03	0,25-0,5	≤0,25	≤0,04	≤0,035	≤0,25

Таблиця 3. Хімічний склад лігатури

Матеріал	Масова частка компонентів лігатури, %						
	C	Si	Cr	Mo	W	V	S
Лігатура	3,5	0,25	2,9	2,3	8,7	0,6	0,001

Таблиця 4. Хімічний склад матеріалів шихти порошкового дроту ПП-Нп-120В3ХМФ(фс)

Назва та марка матеріалу	Масова частка компонентів, %											
	Cr	C	Si	P	S	W	Fe	Mo	V	Cu	As	Інші
Ферохром, ФХ-800	≥65	8,0	2,0	0,03	0,06	–	–	–	–	–	–	–
Реліт, WC	–	3,6...4,0	–	–	–	95,8...96,4	0,15	–	–	–	–	–
Феромолібден, ФМ-60	–	0,05	0,8	0,05	0,1	0,3	–	≥60	–	0,5	0,02	0,01 Pb 0,01 Zn 0,01 Bi 0,01 Sn
Ферованадій, (ФВ-40У1)	–	1,0	2,0	0,1	0,05	–	–	–	35...48	0,4	0,03	6,0 Mn 0,5 Al
Феровольфрам, ФВ-70	–	0,5	0,8	0,06	0,1	≥70	–	2	–	0,2	0,05	0,5 Mn 0,1 Sn
Залізний порошок ПЖВ-2	–	0,02	0,1	0,02	0,02	–	≥99	–	–	–	–	0,35 Mn
Графіт	–	≥98	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

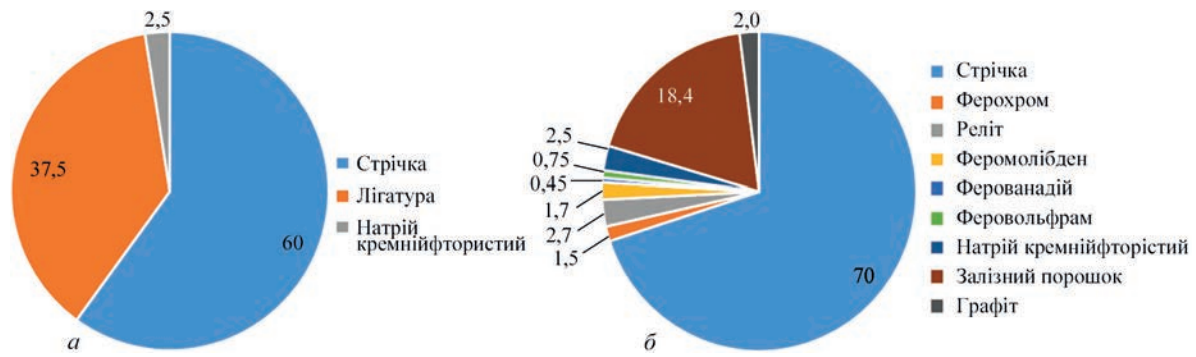


Рис. 5. Склад дроту, %: ПП-Нп-120В3ХМФ(л) з шихтою із лігатури (а); ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) з шихтою із феросплавів (б)

Таблиця 5. Хімічний склад і питомі виділення зварювального аерозолю

Марка дроту	V_a^* , г/хв	G_a^{**} , г/кг	Масова частка компонентів ЗА, %					
			CrO ₃	Cr ₂ O ₃	Mn	W	F _{раств.}	F _{нер.}
ПП-Нп-120В3ХМФ(л)	0,031	0,53	0,86	0,76	3,22	4,68	6,17	6,56
ПП-Нп-120В3ХМФ(фс)	0,073	1,06	0,87	0,73	4,32	4,75	5,61	7,67

* – інтенсивність утворення ЗА, ** – питомі виділення ЗА.

кові показники токсичності [8]: граничне значення зварювального аерозолю $LV_{WF(A)}$ та гігієнічний клас порошкових дротів, який, у свою чергу, визначається цим граничним значенням та інтенсивністю виділення зварювального аерозолю.

Був проведений хімічний аналіз зварювального аерозолю при наплавленні порошковими дротами діаметром 2 мм ПП-Нп-120В3ХМФ(л) та ПП-Нп-120В3ХМФ(фс). Режим наплавлення: $U_d = 26$ В, $I = 240$ А, швидкість наплавлення 20 м/год. Визначення хімічного складу та показників рівнів виділень зварювального аерозолю виконувалося експериментальним шляхом згідно з методичним вказівкам [9–10]. Результати дослідження хімічного складу та питомих виділень зварювального аерозолю наведено в табл. 5.

Для зручності порівняння досліджуваних компонентів, що входили до складу дротів, та цих отриманих компонентів у зварювальному аерозолі проведено розрахунки відсоткового їхнього вмісту у дротах. Результати розрахунків, які проводилися методом пропорцій, наведені в табл. 6.

Таблиця 6. Розрахований вміст досліджуваних компонентів у складі порошкових дротів

Марка дроту	Масова частка компонентів дроту, %		
	Cr	Mn	W
ПП-Нп-120В3ХМФ(л)	1,1475	0,3	3,2625
ПП-Нп-120В3ХМФ(фс)	1,045	0,445	3,1329

Таблиця 7. Гігієнічна характеристика зварювального аерозолю

Марка дроту	Інтенсивність виділення ЗА V_a , мг/с	Граничне значення ЗА $LV_{WF(A)}$, мг/м ³	Клас дроту
ПП-Нп-120В3ХМФ(л)	0,517	0,623	1а
ПП-Нп-120В3ХМФ(фс)	1,217	0,602	1а

Розрахунок граничного значення зварювального аерозолю (табл. 7) проводився за наступним рівнянням:

$$LV_{WF(A)} = 100 / \left(\sum_{i=1}^n \frac{i}{LV_i} + \frac{\left(100 - \sum_{i=1}^n i \right)}{LV_{WF}} \right)$$

де $LV_{WF(A)}$ – сумарне граничне значення зварювального аерозолю, мг/м³; n – число основних компонентів зварювального аерозолю; i – частка i -го головного компонента зварювального аерозолю, %; LV_i – граничне значення (ГДК) для i -го головного компонента зварювального аерозолю, мг/м³; LV_{WF} – граничне значення для зварювального аерозолю, що включає хімічні речовини з низькою, середньою токсичністю, якщо така границя була встановлена, або граничне значення для пилу, що вдихається, якщо не було встановлено граничне значення зварювального аерозолю, мг/м³.

Отримані результати показують, що розрахований вміст легуючих елементів – хрому, марганцю та вольфраму в складі порошкових дротів з лігатурою та з феросплавами суттєво не відрізняється (табл. 6). Вміст цих компонентів у ЗА також практично не відрізняється (табл. 5).

Висновки

Результати досліджень показують, що обидва порошкові дроти ПП-Нп-120В3ХМФ(л) та ПП-Нп-120В3ХМФ(фс) належать до класу 1а, токсичність твердої складової зварювального аерозолю у них практично однакова, при цьому порошковий дріт з шихтою із лігатури показує кращі результати за токсичністю $LV_{WF(A)}$ та за інтенсивністю виділення зварювального аерозолю. Порошковий дріт з ших-

тою із лігатури ПП-Нп-120V3ХМФ(л) може бути рекомендований для використання у промисловості.

Список літератури

1. Походня І.К., Явдошин І.Р., Губеня І.П. (2011) Сварочний аерозоль – фактори впливу, фізичні властивості, методи аналізу (Обзор). *Автоматическая сварка*, **6**, 39–42.
2. Левченко О.Г., Метлицкий В.А., Рябцев І.А., Грищенко С.А. (2003) Санітарно-гігієнічна оцінка наплавочних порошкових проволочок. *Автоматическая сварка*, **8**, 42–46.
3. Левченко О.Г. (2010) *Охорона праці у зварювальному виробництві. Навчальний посібник*. Київ, Основа.
4. Левченко О.Г. (2004) *Гігієна праці та виробнича санітарія у зварювальному виробництві. Навчальний посібник*. Київ, Основа.
5. Рябцев І.А., Сенченков І.К. (2013) *Теорія і практика наплавочних работ*. Київ, Екотехнологія.
6. Лентюгов І.П., Рябцев І.А. (2015) Структура і властивості металу, наплавленого порошковою проволочкою з шихтой із перероблених металлоабразивних відходів. *Автоматическая сварка*, **5-6**, 94–96.
7. ДСТУ ISO 15011-1:2008. *Охорона здоров'я та безпека у зварюванні та споріднених процесах. Лабораторний метод відбирання аерозолів і газів, утворених під час дугового зварювання. Частина 1. Визначення рівня виділень і відбір проб для аналізу мікрочастинок аерозолів. Чинний від 2008-08-15*. Київ, Держспоживстандарт України.
8. ДСТУ ISO 15011-4:2008. *Охорона здоров'я та безпека у зварюванні та споріднених процесах. Лабораторний метод відбирання аерозолів і газів. Частина 4. Форма для запису даних про аерозолі. Чинний від 2008-08-15*. Київ, Держспоживстандарт України.
9. Левченко О.Г., Полукаров Ю.О., Безушко О.М., Гончарова О.М. (2022) Системи гігієнічної оцінки зварювальних матеріалів в Україні (Частина 1). *Автоматичне зварювання*, **3**, 53–58. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.03.07>
10. Левченко О.Г., Полукаров Ю.О., Безушко О.М., Гончарова О.М. (2022) Системи гігієнічної оцінки зварювальних матеріалів в Україні (Частина 2). *Автоматичне зварювання*, **5**, 47–55. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.05.07>

References

1. Pokhodnya, I.K., Yavdoshchin, I.R., Gubanya, I.P. (2011) Welding fume – Factors of influence, physical properties and methods of analysis (Review). *The Paton Welding J.*, **6**, 33–36.
2. Levchenko, O.G., Metlitsky, V.A., Ryabtsev, I.A., Grishchenko, S.A. (2003) Sanitary-hygienic evaluation of flux-cored wires for electric arc surfacing. *The Paton Welding J.*, **8**, 41–45.
3. Levchenko, O.G. (2010) *Occupational safety in welding production. Textbook*. Kyiv, Osнова [in Ukrainian].
4. Levchenko, O.G. (2004) *Occupational hygiene and industrial sanitation in welding production. Textbook*. Kyiv, Osнова [in Ukrainian].
5. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of coating works*. Kyiv, Ecotechnology [in Russian].
6. Lentyugov, I.P., Ryabtsev, I.A. (2015) Structure and properties of metal deposited by flux-cored wire with charge of used metal-abrasive wastes. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 87–89. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.19>
7. DSTU ISO 15011-1:2008. *Health and safety in welding and allied processes. Laboratory method for sampling aerosols and gases generated during arc welding. Pt 1. Determination of the level of emissions and sampling for the analysis of aerosol microparticles*. Effective from 2008-08-15. Kyiv, Derzhspozhyvstandart Ukrainy [in Ukrainian].
8. DSTU ISO 15011-4:2008. *Health and safety in welding and allied processes. Laboratory method for sampling aerosols and gases. Pt 4. Form for recording data on aerosols*. Effective from 2008-08-15. Kyiv, Derzhspozhyvstandart Ukrainy [in Ukrainian].
9. Levchenko, O.G., Polukarov, Yu.O., Bezushko, O.M., Goncharova, O.M. (2022) Systems of hygienic evaluation of welding materials in Ukraine (Pt 1). *Avtomatychne Zvaryvannya*, **3**, 53–58 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.03.07>
10. Levchenko, O.G., Polukarov, Yu.O., Bezushko, O.M., Goncharova, O.M. (2022) Systems of hygienic evaluation of welding materials (Pt 2). *Avtomatychne Zvaryvannya*, **5**, 47–55 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.05.07>

INFLUENCE OF THE CHARGE COMPOSITION OF THE FLUX-CORED WIRE PP-NP-120V3KHMФ ON THE CHEMICAL COMPOSITION OF WELDING FUMES DURING SUBMERGED ARC SURFACING

I.P. Lentyugov, O.M. Bezushko, I.I. Ryabtsev, L.L. Okopnik, M.I. Lentyugov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: gavs04@ukr.net

The paper presents the results of the study of the chemical composition and emission level of welding fumes formed during submerged arc surfacing using flux-cored wire PP-Np-120V3KhMF(l) with a charge of master alloy produced as a result of electroslag remelting of waste from abrasive machining of high-speed steels, and using flux-cored wire PP-Np-120V3KhMF(fs) with a charge of ferroalloys. It was found that both flux-cored wires belong to 1a grade, the toxicity of the solid component of the welding fume is almost the same, while the flux-cored wire with a charge of master alloy shows better results in terms of the *LVWF(A)* toxicity index and the intensity of the welding fume emission. Recommendations are proposed for protecting welders and the environment from welding fumes when using the developed flux-cored wire PP-Np-120V3XMF(l). 10 Ref., 7 Tabl., 5 Fig.

Keywords: flux-cored wire, arc surfacing, master alloy, welding fume, harmful substances, emission levels, health protection,

Отримано 03.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 06.11.25

Прийнято 19.12.2025

З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

тел./факс: (38044) 205-23-90, E-mail: journal@paton.kiev.ua

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

ПІДПИШІТЬСЯ СЬОГОДНІ

Передплата доступна

у друкованому

та цифровому форматах!



ЗНЕМІЦНЮВАЛЬНЕ ТЕРМОМЕХАНІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ БУНТОВОГО ПРОКАТУ ІЗ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ Cr-Mo-V СТАЛЕЙ

Е.В. Парусов, І.М. Чуйко, Е.В. Олійник, О.В. Парусов

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49107, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1.
E-mail: tometal@ukr.net

У роботі узагальнено результати промислової апробації технології знеміцнювального термомеханічного оброблення бунтового прокату діаметром 5,5 мм із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. Запропонована технологія розроблена на засадах глибокого синтезу результатів досліджень щодо впливу температурно-деформаційних параметрів оброблення на перебіг фазово-структурних перетворень та особливостей утворення структур гартування у досліджуваних сталях за різних умов безперервного охолодження. Доведено, що реалізація науково обґрунтованого режиму постдеформаційного охолодження на лінії Стелмор, який містить стадію водяного охолодження від температури завершення гарячого деформування 1050 °С до 950 °С та подальше диференційоване триетапне повітряне охолодження з визначеними швидкостями у різних температурних інтервалах, сприяє зниженню показників міцності, підвищенню пластичності металу та утворенню задовільної кількості поверхневої окалини. Така реакція механічних властивостей прокату є наслідком зменшення кількості у феритній матриці бейніту та мартенситу до 5...10 об. % кожного залежно від марки сталі. Це досягається завдяки керованому формуванню специфічної зеренної структури гарячедеформованого аустеніту та пригніченню перерозподілу легувальних елементів між γ - і α -фазами в процесі подальшого дифузійного перетворення. Встановлено, що зниження в межах марочного складу вмісту вуглецю та марганцю є додатковим фактором, який обумовлює інтенсифікацію та повноту протікання дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення в досліджуваних сталях, внаслідок чого поліпшується комплекс механічних властивостей бунтового прокату з точки зору його технологічності перероблення у зварювальний дріт за методом холодного пластичного деформування (волочіння). Бібліогр. 19, табл. 5, рис. 3.

Ключові слова: низьковуглецева легована сталь, бунтовий прокат, термомеханічне оброблення, мікроструктура, механічні властивості

Вступ. Сучасні вимоги до гнучкого та економічного виробництва сталевих бунтових прокатів широкого марочного асортименту можуть бути задоволені лише за допомогою впровадження науково обґрунтованих технологічних процесів, що базуються на точному моделюванні, високоефективних системах керування та глибокому розумінні процесів структурної еволюції металу під час проведення виробничих операцій.

Процес виробництва бунтового прокату в сучасному вигляді складається з двох основних технологічних етапів: прокатування безперервнолитої заготовки до кінцевої форми та контрольоване водо-повітряне охолодження металу на лінії Стелмор (рис. 1) [1].

За більш ніж 60 років від моменту створення Стелмор-процесу став найпоширенішим способом регульованого охолодження на фінальній стадії термомеханічного оброблення (ТМО) сталевих бунтових прокатів діаметром 5...20 мм [2, 3], оскільки він має низку переваг. По-перше, це може повністю виключити або зменшити тривалість подальшого термічного оброблення дрютяної продукції (патентування, відпал, гартування/ Парусов Е.В. – <https://orcid.org/0000-0002-4560-2043>, Чуйко І.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4753-614X>, Олійник Е.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3366-3746>, Парусов О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-9879-6179>
© Е.В. Парусов, І.М. Чуйко, Е.В. Олійник, О.В. Парусов, 2025

відпускання тощо), що економить енергію, зменшує негативний вплив на навколишнє середовище, а також підвищує цінову конкурентоспроможність металургійної продукції [3, 4]. По-друге, цей гнучкий контрольований процес охолодження дозволяє виробляти на прокатних станах широку номенклатуру бунтового прокату зі звичайних вуглецевих, легованих, неіржавких сталей та інших спеціальних марок із використанням однієї універсальної технологічної лінії [5, 6].

Перед прокатуванням сталеві заготовки нагріваються в печі до температури гарячого деформування та витримуються протягом певного часу для вирівнювання температури за перерізом і зменшення концентраційної неоднорідності за хімічним складом (ліквації). Подальше прокатування заготовок у групі чорнових, проміжних і передчистових клітей прокатного стану дозволяє отримати довгомірний підкат круглого перерізу, який надалі піддається фінальному гарячому деформуванню в чистовому прокатному блоці до заданого номінального діаметра. У процесі високошвидкісного деформування в прокатному блоці температура металу підвищується завдяки деформаційному

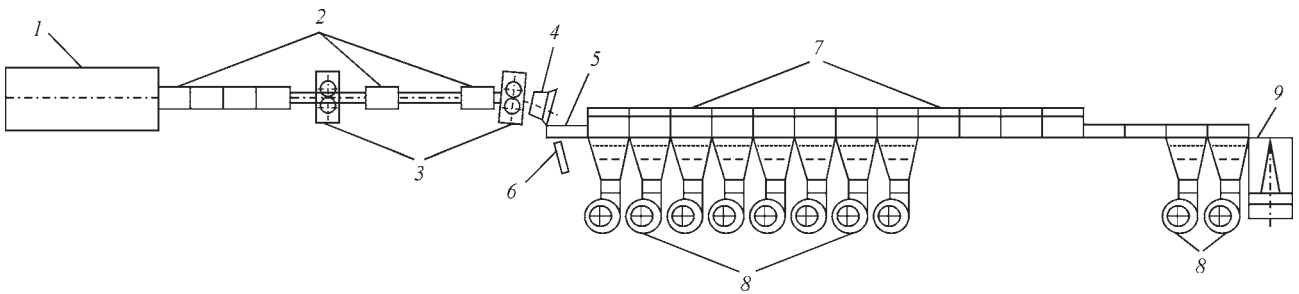


Рис. 1. Схематичне розташування технологічного обладнання лінії Стелмор [1]: 1 – чистовий прокатний блок; 2 – ділянка водяного охолодження; 3 – трайбапарати; 4 – виткоутворювач; 5 – приймальний стіл витків прокату; 6 – пірометр; 7 – ділянка регульованого повітряного охолодження з роликівим транспортером і теплоізоляційними кришками; 8 – дуттьові повітряні вентиляторні системи; 9 – шахта збирання витків

розігріву та для її регулювання після передчистої групи прокатних клітей зазвичай встановлюється спеціальна секція водяного охолодження у вигляді трубчастої камери. Цей пристрій дозволяє ефективно корегувати температуру закінчення гарячого деформування прокату перед початком регульованого охолодження, що, як показали попередні дослідження авторів [7], є одним із важливих технологічних факторів під час реалізації знеміцнювальних схем ТМО.

Постдеформаційне охолодження прокату на лінії Стелмор є одним із найскладніших металургійних процесів [8, 9], тому протягом останніх десятиліть було опубліковано велику кількість дослідницьких робіт, присвячених цій проблемі, а розробка нових технологічних підходів до виробництва бунтового прокату та вдосконалення існуючих доробок наразі продовжується в усьому світі [9–11].

Після виходу прокату з чистового прокатного блоку його піддають прискореному водяному охолодженню у прохідних трубчастих секціях. Регулювання температури металу на цьому етапі дозволяє цілеспрямовано керувати ступенем розвитку відновлювальних процесів у гарячедерованому аустеніті [12]. Далі прокат за допомогою виткоутворювача розкладається на роликівому транспортері у вигляді витків плоскої спіралі та піддається повітряному охолодженню із залученням спеціальних вентиляторних систем (прискорено) або без їх застосування (уповільнено). Наявність теплоізоляційних кришок над секціями транспортера дозволяє в разі потреби проводити квазіізотермічне витримування прокату у визначеному інтервалі температур.

Отже, Стелмор-процес дозволяє ефективно контролювати швидкість охолодження прокату та, як наслідок, перебіг фазово-структурних перетворень у металі. Відповідно, адекватно розроблений процес охолодження на лінії Стелмор ефективно впливає на формування мікроструктури бунтового

прокату й адаптує його кінцеві фізико-механічні властивості для конкретного застосування.

Бунтовий прокат малого діаметру (5,5...6,5 мм) із низьковуглецевих легованих Cr-Mo-V сталей (типу CrMoV1Si, Св-08ХГСМФА, Св-08ХГ-2СМФ, Св-10ХГ2СМФ та ін.) є металургійною заготовкою для виробництва зварювального та наплавного дроту, що використовується для з'єднання теплотривких перлітних сталей у важкому машинобудуванні, виробництва й відновлення енергетичного, хімічного та транспортного обладнання, а також у технологіях 3D друку [1]. Складна система легування цих сталей (підвищений вміст Cr, Mn, Si, Mo, V) зумовлює формування мультіфазної структури прокату після охолодження на лінії Стелмор. У попередніх роботах авторами цього дослідження були розвинуті теоретичні засади знеміцнювальної ТМО бунтового прокату із низьковуглецевих легованих сталей у потоці сучасних технологічних ліній [12], вивчено особливості кінетики розпаду переохолодженого аустеніту сталі CrMoV1Si під час безперервного охолодження та побудовано термодинамічну діаграму, визначено оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування прокату із цієї сталі для максимального знеміцнювання металу за стаціонарного режиму його постдеформаційного охолодження [7], а за результатами лабораторного моделювання запропоновано науково обґрунтований режим диференційованого повітряного охолодження бунтового прокату на завершальному етапі ТМО.

Мета роботи – промислове випробування розробленої технології знеміцнювального ТМО бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення для зниження показників міцності та підвищення пластичності металу.

Матеріал і методики досліджень. У якості матеріалу для проведення досліджень використано три марки низьковуглецевої легованої сталі зва-

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сталей за результатами плавкового аналізу

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, ваг. %										
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	S	P	Ni	Cu	N
Св-08ХГСМФА	0,05	0,92	0,27	0,67	0,42	0,15	0,004	0,011	0,06	0,11	0,011
Св-08ХГ2СМФ	0,07	1,06	0,22	0,74	0,53	0,17	0,002	0,014	0,07	0,14	0,008
Св-10ХГ2СМФ	0,10	1,26	0,55	0,78	0,23	0,18	0,003	0,010	0,08	0,12	0,007

рювального призначення, хімічний склад яких наведено в табл. 1. Сталь виплавлялась у промислових умовах одного з металургійних підприємств в електродуговій печі з подальшою позапічною обробкою на установці ківш-піч для остаточного корегування хімічного складу та усереднення температури рідкого розплаву перед початком розливання. Сталь розливали в заготовки на машині безперервного лиття. У подальшому заготовки нагрівали в печі з крокуючим подом і піддавали гарячому деформуванню на дрібносоротно-дротовому прокатному стані до діаметра 5,5 мм з наступним регульованим охолодженням прокату на лінії Стелмор (рис. 1). Загальна довжина ділянки повітряного охолодження прокату складала 120 м, з них 100 м безпосередньо після виткоутворювача обладнано теплоізоляційними кришками. Під роліковим конвеєром встановлені дуттьові вентиляторні системи для прискореного (за необхідності) охолодження витків прокату в кількості 10 шт.

Температура закінчення гарячого деформування прокату в чистовому прокатному блоці (1050 °С) була обрана за результатами попередніх досліджень, проведених авторами в [7].

Серія експериментальних режимів диференційованого водо-повітряного охолодження бунтового прокату складалася з одного основного режиму, параметри якого було визначено за результатами попередніх лабораторних досліджень (табл. 2), та трьох додаткових режимів (табл. 3), що відрізнялися від основного відсутністю етапу попереднього прискореного повітряного охолодження прокату безпосередньо після розкладання

на витки й варіюванням температури закінчення стадії водяного охолодження.

Температура закінчення квазіізотермічного витримування під теплоізоляційними кришками (570 °С) для всіх експериментальних режимів охолодження була обрана з огляду на необхідність пригнічення процесу розпаду вюститної складової окалини та забезпечення в подальшому якіснішої підготовки поверхні бунтового прокату до процесу волочіння [13].

Визначення механічних властивостей прокату після випробувань на розтяг за кімнатної температури проводили у відповідності до ДСТУ ISO 6892-1:2019 із залученням розривної гідравлічної машини Р-20М2 (Україна). Випробуванню піддавали не менше 6 натурних зразків прокату (без механічного оброблення) для кожного з режимів ТМО для відповідної марки сталі. За результатами випробувань визначали мінімальне, максимальне та середнє арифметичне значення для кожного показника механічних властивостей.

Структуру прокату після експериментальних режимів ТМО вивчали за допомогою оптичного мікроскопа Zeiss Axiovert 200 M MAT (Німеччина) на попередньо підготовлених за стандартною процедурою з травленням у ніталі поперечних металографічних шліфах. Оцінку мікроструктури проводили відповідно до вимог ДСТУ 9074:2021 і ДСТУ 8972:2019. Об'ємну частку структурних складових визначали точковим методом (метод полів А. Глаголева) [14]. Мікротвердість структурних складових визначали за допомогою твердоміра Leeb LHV5-1000Z (КНР) із навантаженням 0,1962 Н ($HV_{0,02}$) у відповідності до ДСТУ ISO 6507-1:2007.

Таблиця 2. Параметри основного експериментального режиму охолодження бунтового прокату

Режим	Стадія водяного охолодження		Стадія повітряного охолодження					
			І етап		ІІ етап		ІІІ етап	
	ΔT , °С	V_{ox} , °С/с	ΔT , °С	V_{ox} , °С/с	ΔT , °С	V_{ox} , °С/с	ΔT , °С	V_{ox} , °С/с
Основний	1050...950	100	950...850	10	850...570	0,40	570...20	на спокійному повітрі

Примітки: ΔT – початкова та кінцева температури металу; V_{ox} – середня швидкість охолодження.

Таблиця 3. Параметри додаткових експериментальних режимів охолодження бунтового прокату

Номер режиму	Стадія водяного охолодження		Стадія повітряного охолодження			
			І етап		ІІ етап	
	ΔT , °С	V_{ox} , °С/с	ΔT , °С	V_{ox} , °С/с	ΔT , °С	V_{ox} , °С/с
1	1050...950	100	950...570	0,38	570...20	на спокійному повітрі
2	1050...980	70	980...570	0,41		
3	1050...900	150	900...570	0,33		

Примітки: ΔT – початкова та кінцева температури металу; V_{ox} – середня швидкість охолодження.

Результати та їх обговорення. З огляду на те, що бунтовий прокат із легованих сталей зварювального призначення є переробною заготовкою, яка в подальшому піддається холодному пластичному деформуванню волочінням під час виготовлення дроту, до основних показників його механічних властивостей відносять границю міцності та відносне звуження після випробувань на розтяг [1]. Границя міцності за таких умов виступає як критерій для розрахунку необхідних тягових зусиль волочильного обладнання та попереднього оцінювання деформаційного зміцнення металу в процесі волочіння дроту, а відносне звуження опосередковано характеризує здатність до глибокої формозміни під час холодного деформування. Механічні властивості бунтового прокату із досліджуваних сталей після ТМО за експериментальними режимами та середню кількість поверхневої окалини наведено у табл. 4.

Аналіз даних табл. 4 показав, що основний експериментальний режим ТМО бунтового прокату створює умови для отримання мінімальних показників міцності металу та найвищого рівня пластичності для всіх досліджуваних марок сталі. Хоча режими №№ 1 і 2 сприяли отриманню близького рівня механічних властивостей порівняно з основним режимом, та все ж величина границі міцності була на 4...13 відн. % вищою, а відносного звуження на 3...7 відн. % нижчою. Найгірші результати з точки зору комплексу механічних властивостей отримано для режиму № 3: величина границі міцності була на 14...23 відн. % вищою, а відносного звуження на 12...20 відн. % нижчою порівняно з основним режимом. Окремо слід зазначити, що основний експериментальний режим ТМО сприяв мінімізації розкиду значень границі міцності бунтового прокату в межах статистичної вибірки для кожного з режимів охолодження.

Кількість поверхневої окалини є одним із показників якості бунтового прокату, який регламентується відповідними нормативними документами на цей вид металопродукції. У більшості випадків цей показник не повинен перевищувати 12 кг/т для прокату діаметром 5,5...6,5 мм. Дані табл. 1 засвідчують, що за всіх експериментальних режимів ТМО прокату кількість поверхневої окалини не перевищує унормовану величину.

Структурний стан бунтового прокату формується за результатами реалізації фазово-структурних перетворень у сталі під час відповідного режиму ТМО, а його механічні властивості є наслідком складних процесів руху та взаємодії дефектів кристалічної будови (насамперед дислокацій) у різних фазових складових металу. Тверді фази на кшталт мартенситу або бейніту у м'якій феритній матриці низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення є природними бар'єрами для руху дислокацій під час пластичного деформування. Перед кристалами мартенситу або сумішню бейнітного фериту та карбідів (у ділянках бейніту) формуються масивні дислокаційні скупчення, які в процесі деформування перетворюються на мікро- та макротріщини, що й призводить у підсумку до руйнування металу за досягнення локальними напруженнями у феритній матриці певних критичних значень [15]. Саме з цієї причини мінімізація кількості структур гартування є важливим елементом реалізації концепції підвищення деформованості прокату-дроту із низьковуглецевих легованих сталей за рахунок адекватного використання всіх технологічних засобів, які наявні у складі сучасних металургійних підприємств.

За результатами проведених мікроструктурних досліджень було визначено об'ємну частку структурних складових у бунтовому прокаті з досліджуваних сталей після експериментального ТМО (табл. 5). Характерну мікроструктура прокату зі

Таблиця 4. Механічні властивості бунтового прокату після ТМО за експериментальними режимами та кількість поверхневої окалини

Марка сталі	Режим ТМО	Показник механічних властивостей*		Кількість окалини, кг/т
		Границя міцності R_m , МПа	Відносне звуження Z, %	
Св-08ХГСМФА	Основний	455...504 / 472	71...89 / 77	5
	1	461...527 / 497	70...84 / 74	7
	2	486...593 / 527	71...80 / 72	9
	3	541...683 / 574	61...68 / 64	4
Св-08ХГ2СМФ	Основний	460...494 / 477	74...78 / 76	6
	1	462...569 / 504	72...78 / 74	7
	2	471...595 / 538	71...76 / 72	10
	3	536...707 / 586	60...64 / 61	4
Св-10ХГ2СМФ	Основний	637...652 / 648	54...62 / 58	5
	1	644...687 / 676	53...61 / 55	6
	2	664...702 / 689	51...58 / 54	9
	3	717...795 / 741	47...53 / 51	3

*Примітка**: У чисельнику вказані мінімальне та максимальне значення, у знаменнику – середнє.

Таблиця 5. Співвідношення структурних складових (усереднені значення) та розмір дійсного зерна у бунтовому прокаті з досліджуваних сталей після експериментального ТМО

Марка сталі	Мікроструктура (Ф/П/Б/М, об. %) і номер дійсного зерна*			
	Основний режим	Режим № 1	Режим № 2	Режим № 3
Св-08ХГСМФА	79/10/6/5 6–8	79/7/6/8 6–8	76/9/5/10 7–9	69/8/10/13 10–12
Св-08ХГ2СМФ	82/7/5/6 6–8	73/10/7/10 6–8	71/12/7/10 7–9	65/10/10/15 10–12
Св-10ХГ2СМФ	73/7/10/10 8–10	69/5/14/12 8–10	66/4/15/15 9–11	65/3/13/19 10–12

Примітка: * У чисельнику наведено об'ємну частку структурних складових (Ф – ферит; П – перліт; Б – бейніт; М – мартенсит), а у знаменнику – номер дійсного зерна.

сталей Св-08ХГСМФА і Св-10ХГ2СМФ наведено на рис. 2 і 3 відповідно. Структура прокату зі сталі Св-08ХГ2СМФ не мала принципових відмінностей від прокату зі сталі Св-08ХГСМФА.

Аналіз отриманих результатів показав, що реалізація основного експериментального режиму ТМО бунтового прокату для всіх досліджуваних сталей сприяла формуванню в мікроструктурі металу найбільшої об'ємної частки фериту (203...218 $HV_{0,02}$) та мінімізації кількості утворюваних бейнітних (304...321 $HV_{0,02}$) і мартенситних (731...897 $HV_{0,02}$) ділянок. Величина дійсного (феритного) зерна за таких умов відповідала 6–8 номеру для сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ, та 8–10 номеру для сталі Св-10ХГ2СМФ.

Експериментальний режим № 1 показав близькі результати, але кількість бейніту та мартенситу в структурі прокату в більшості випадків дещо перевищувала показники, що були досягнуті для

основного режиму ТМО. Це пояснюється відсутністю прискореного повітряного охолодження безпосередньо після розкладання прокату на витки. У діапазоні температур 950...850 °С у металі ще активно протікає процес статичної рекристалізації, що призводить до збільшення розмірів аустенітних зерен з подальшим підвищенням стійкості γ -фази. Тому прискорене повітряне охолодження на початковому етапі є важливим технологічним прийомом, який сприяє пригніченню процесів рекристалізації у гарячедеформованому аустеніті, підвищенню температури початку $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення та збільшенню повноти його реалізації.

Експериментальний режим № 2, який вирізнявся підвищеною температурою початку повітряного охолодження прокату та відсутністю інтенсивного підстижування на його початковому етапі, показав посередні результати: кількість феритної складової у структурі прокату знизилась порівняно з розглянутими вище режимами, а кількість

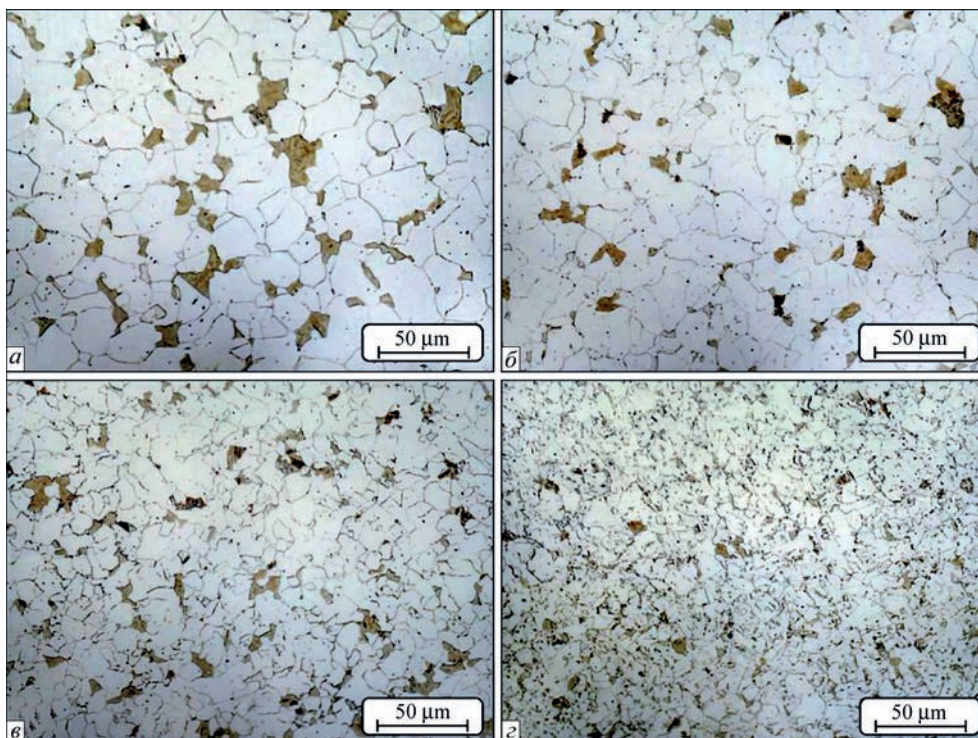


Рис. 2. Мікроструктура бунтового прокату зі сталі Св-08ХГСМФА після експериментального ТМО: а – основний режим; б – режим № 1; в – режим № 2; г – режим № 3

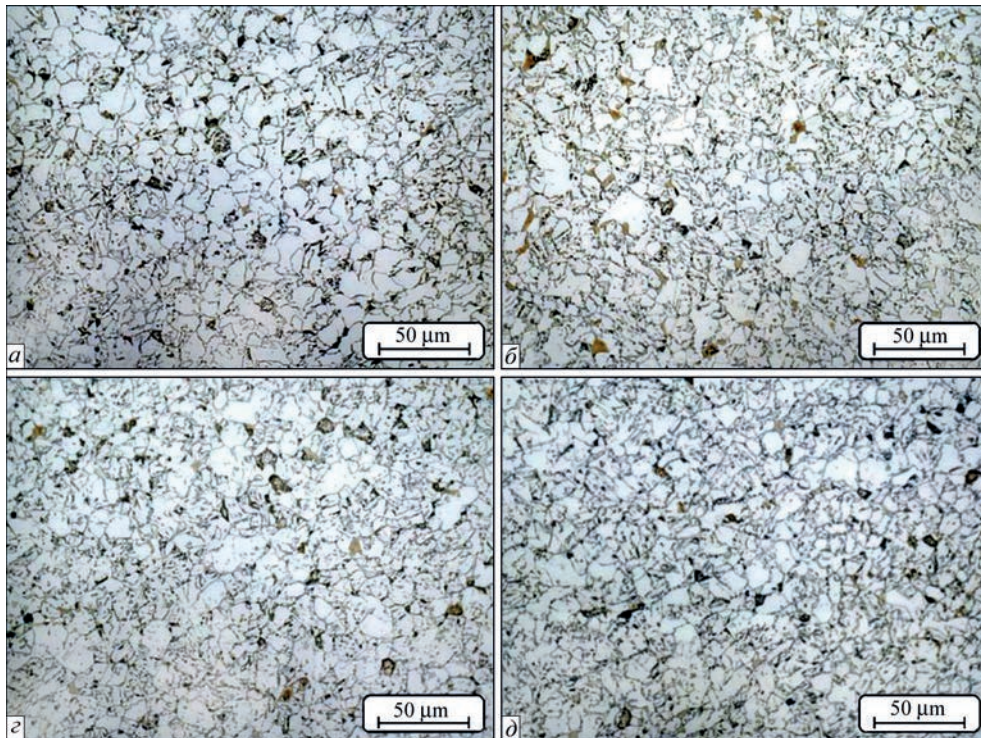


Рис. 3. Мікроструктура бунтового прокату зі сталі Св-10ХГ2СМФ після експериментального ТМО: а – основний режим; б – режим № 1; в – режим № 2; г – режим № 3

твердих фаз зростає. Більш того, дещо зменшилась величина дійсного зерна – до 7–9 номеру для сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ і 9–11 номеру для сталі Св-10ХГ2СМФ. Зазначена мікроструктурна еволюція пояснюється ще більшим розвитком процесів рекристалізації у гарячедеформованому аустеніті порівняно з режимом № 1 внаслідок вищих температур розкладання прокату на витки, що й обумовлює, як зазначено вище, зменшення повноти перебігу дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення та збільшення об'ємної частки бейніту й мартенситу в структурі металу після ТМО.

Найгірші з точки зору структурного стану прокату виявились результати його ТМО за експериментальним режимом № 3. У цьому випадку спостерігалась найбільша кількість структур гартування (10...15 об. % бейніту та 10...19 об. % мартенситу) для всіх досліджуваних сталей порівняно з іншими експериментальними режимами. Крім того, суттєво зменшилась величина дійсного зерна (до 10–12 номеру). Встановлені особливості структуроутворення для цього режиму пов'язані з глибшим водяним охолодженням прокату (до 900 °С), яке призводить до зниження середньої швидкості охолодження металу в інтервалі квазіізотермічного витримування до 0,33 °С/с (табл. 3), що є найнижчим значенням цього показника серед усіх експериментальних режимів ТМО. Утворення більшої кількості продуктів зсувного перетворення аустеніту під час більш уповільненого охолодження сталі у вказаному ін-

тервалі температур пояснюються з позицій динамічної зміни хімічного складу окремих фаз у процесі зниження температури, насамперед дифузійним перерозподілом вуглецю та інших легувальних елементів між α - та γ -фазами. За таких умов у процесі уповільненого охолодження низьковуглецевих Ст-Мо-V сталей розвиток $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення сприяє дифузійному насиченню неперетвореного аустеніту насамперед вуглецем і марганцем, що призводить до термодинамічної стабілізації γ -фази. Залежно від фактичної локальної концентрації вуглецю та інших легувальних елементів цей залишковий аустеніт під час зниження температури може зазнавати перлітного, бейнітного або мартенситного перетворення. Менша швидкість охолодження дає більше часу для дифузійного перерозподілу хімічних елементів між фазовими складовими сталі, тим самим сприяє збільшенню кількості бейніту та мартенситу в структурі прокату після завершення ТМО.

Дисперсність перліту для всіх експериментальних режимів ТМО відповідала 1–3 балу за ДСТУ 9074-2021, водночас цей показник принципово не впливав на рівень механічних властивостей прокату через незначну кількість перліту в структурі досліджуваних сталей.

Загалом проглядається чітка кореляція між структурним станом бунтового прокату та його механічними властивостями: чим більшими є об'ємна частка м'якого фериту та розмір дійсного зерна й меншою – кількість твердих структур на кшталт

мартенситу та бейніту, тим нижчими є показники границі міцності та вищими – відносного звуження. Така тенденція добре узгоджується з загальновідомою реакцією механічних властивостей доєвтектоїдних сталей на зміну структурних параметрів.

Окремо слід зазначити, що для сталі Св-10ХГ-2СМФ показники механічних властивостей помітно відрізняються від сталей Св-08ХГСМФА і Св-08ХГ2СМФ у бік збільшення границі міцності та зниження відносного звуження. Це є логічним наслідком відмінностей у структурі прокату після ідентичних режимів ТМО – більшої кількості бейніту та мартенситу. Збільшення об'ємної частки структур гартування в сталі Св-10ХГ2СМФ пояснюється вищим вмістом вуглецю та марганцю порівняно з іншими досліджуваними сталями (табл. 1). Як відомо, чутливість кінетики $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення до номінального вмісту вуглецю в сталі зростає в міру зменшення концентрації останнього [16]. Швидкість, з якою зростає ферит, різко збільшується в міру того, як концентрація вуглецю в сталі наближається до його граничної розчинності в фериті. Це відбувається через зменшення необхідного обсягу дифузійного переміщення атомів вуглецю через міжфазну границю γ/α , оскільки він може бути розчинений у фериті. Зміни механічних властивостей відображають цю поведінку: міцність низьковуглецевих сталей є особливо чутливою до концентрації вуглецю. Ця підвищена чутливість $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення до вуглецю за його низьких концентрацій призводить до зниження чутливості до вмісту легувальних елементів заміщення. Вуглець фактично «контролює» кінетику перетворення [16]. Марганець зі свого боку ефективно стабілізує аустеніт, підвищує прогартуваність завдяки уповільненню дифузійного перетворення метастабільного аустеніту, знижує критичні температури A_{C1} , A_{C3} і M_n й робить внесок у загальне підвищення міцності сталі за рахунок твердо-розчинного зміцнення [17].

Отже, крім оптимізації режиму ТМО, одним з ефективних шляхів покращення комплексу механічних властивостей бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення з точки зору підвищення деформованості під час волочіння слід вважати зниження в межах марочного складу вмісту вуглецю та марганцю, що добре узгоджується з результатами інших авторів [18, 19].

Висновки

Завдяки проведеним промисловим експериментам з апробації різних режимів знеміцнювального ТМО бунтового прокату із низьковуглецевих Cr-

Mo-V сталей зварювального призначення визначено й узагальнено наступні результати:

1. Найкраще поєднання механічних властивостей і структурних параметрів бунтового прокату із досліджуваних сталей отримано після наступного режиму знеміцнювального ТМО: завершення гарячого деформування в чистовому прокатному блоці за температури 1050 °С; водяне охолодження в інтервалі 1050...950 °С; прискорене повітряне охолодження на першому етапі в інтервалі 950...850 °С зі швидкістю 10 °С/с; уповільнене повітряне охолодження на другому етапі в інтервалі 850...570 °С із середньою швидкістю 0,40 °С/с (квазіізотермічне витримування); подальше охолодження на третьому етапі від 570 °С до кімнатної температури на спокійному повітрі.

2. Вищенаведений режим ТМО, повітряна стадія охолодження якого складається з трьох диференційованих етапів, сприяє формуванню в структурі прокату найбільшої об'ємної частки фериту (до 73...82 об. % у залежності від марки сталі) та мінімізації кількості утворених бейнітних (до 5...10 об. %) і мартенситних (до 5...10 об. %) ділянок. Величина дійсного зерна за таких умов є найбільшою (6–9 номер), а кількість поверхневої окалини відповідає задовільному рівню (~ 5...6 кг/т за унормованого обмеження не більше 12 кг/т). Такий структурний стан металу зумовив отримання за результатами випробувань на розтяг найнижчих показників для границі міцності (472...648 МПа в залежності від марки сталі) та найвищих – для відносного звуження (58...77 %).

3. Зниження у межах марочного складу вмісту вуглецю та марганцю є додатковим фактором, що обумовлює інтенсифікацію й повноту перебігу дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення у низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення, внаслідок чого поліпшується комплекс механічних властивостей бунтового прокату з точки зору його технологічності перероблення в дріт за методом холодного пластичного деформування (волочіння).

Список літератури/References

1. Парусов Е.В., Чуйко І.М., Олійник Е.В., Парусов О.В. (2024) Аналіз тенденцій та проблем виробництва прокату і дроту з низьковуглецевих Cr-Mo-V сталей зварювального призначення. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, **38**, 431–454. DOI: <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-431-454>
2. Parusov, E.V., Chuiko, I.M., Oliiynyk, E.V., Parusov, O.V. (2024) Analysis of trends and problems of the production of low-carbon Cr-Mo-V steel wire rod and wire for welding purposes. *Fundamentalni ta Prykladni Problemy Chornoї Metalurhii*, **38**, 431–454 [In Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-431-454>
3. Xue, J., Liu, M., Deng, Y. (2014) Effects of ambient temperature and humidity on the controlled cooling of hot-rolled wire rod

- of steel. *Applied Thermal Engineering*, 62(1), 148–155. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2013.09.019>
3. Kazeminezhad, M., Karimi Taheri, A. (2003) The effect of controlled cooling after hot rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod. *Materials and Design*, 24(6), 415–421. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(03\)00095-5](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00095-5)
 4. Wan-Hua, Y., Shao-Hui, C., Yong-Hai, K., Kai-Chao, C. (2009) Development and application of online Stelmor Controlled Cooling System. *Applied Thermal Engineering*, 29(14-15), 2949–2953. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2009.03.012>
 5. Lee, Y. (2004) *Rod and bar rolling: Theory and applications*. Boca Raton, CRC Press. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781482276695>
 6. Nobari, A.H., Serajzadeh, S. (2011) Modeling of heat transfer during controlled cooling in hot rod rolling of carbon steels. *Applied Thermal Engineering*, 31(4), 487–492. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2010.10.003>
 7. Parusov, E.V., Chuiko, I.M., Gubenko, S.I., Oliinyk, E.V., Parusov, O.V. (2025) Influence of temperature-deformation parameters of thermomechanical treatment on the structure and mechanical properties of low-carbon alloyed steel. *Materials Science*, 61, 42–49. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00960-5>
 8. López-Cornejo, M.S., Vergara-Hernández, H.J., Arreola-Villa, S.A., Vázquez-Gómez, O., Herrejón-Escutia, M. (2021) Numerical simulation of wire rod cooling of eutectoid steel under forced-convention. *Metals*, 11(2), 224. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11020224>
 9. Hwang, J.K. (2018) The temperature distribution and underlying cooling mechanism of steel wire rod in the Stelmor type cooling process. *Applied Thermal Engineering*, 142, 311–320. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2018.07.016>
 10. Piwowarczyk, M., Wolańska, N., Pietrzyk, M. et al. (2022) Phase transformation model for adjusting the cooling conditions in Stelmor process to obtain the targeted structure of thermomechanically rolled wire rod used for fastener production. *Metallurgical Research and Technology*, 119(5), 517. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2022071>
 11. Campbell, P.C., Hawbolt, E.B., Brimacombe, J.K. (1991) Microstructure engineering applied to the controlled cooling of steel wire rod: Pt 2. Microstructural evolution and mechanical properties correlations. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 22, 2779–2790. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02851372>
 12. Олійник Е.В., Парусов Е.В., Чуйко І.М. (2024) Теоретичні та технологічні засади знеміцнюючого термомеханічного оброблення сталевого прокату зварювального призначення. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні – ІТММ'2024* (Дніпро, 10–11 квітня 2024 р.), сс. 57–64. DOI: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>
 - Oliinyk, E.V., Parusov, E.V., Chuiko, I.M. (2024) Theoretical and technological principles of softening thermomechanical treatment of welding wire rod. In: *Information Technology in Metallurgy and Machine Engineering – ІТММ'2024* (Dnipro, April 10–11, 2024), 57–64 [In Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010>
 13. Парусов Э.В., Сычков А.Б., Губенко С.И., Чуйко И.Н. (2016) Перспективы использования экологически чистого способа подготовки поверхности бунтового проката к волочению. *Проблемы трибологии*, 80(2), 74–82.
 - Parusov, E.V., Sychkov, A.B., Gubenko, S.I., Chuiko, I.M. (2016) Prospects for using an environmentally friendly method of preparing the surface of wire rod for drawing. *Problemy Trybolohii*, 80(2), 74–82 [In Russian].
 14. Saltykov, S.A. (1974) *Stereometrische metallographie*. Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie.
 15. Нестеренко А.М., Сычков А.Б., Сухомлин В.И., Жукова С.Ю., Мороз А.Н. (2009) Особенности структуры катанки из стали Св-08ХГ2СМФ. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 650(8), 10–12.
 - Nesterenko, A.M., Sychkov, A.B., Sukhomlin, V.I., Zhukova, S.Yu., Moroz, A.N. (2009) Features of the structure of wire rod made of Sv-08KhG2SMF steel. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, 650(8), 10–12 [In Russian].
 16. Bhadeshia, H.K.D.H. (1985) Diffusional formation of ferrite in iron and its alloys. *Progress in Mater. Sci.*, 29(4), 321–386. DOI: [https://doi.org/10.1016/0079-6425\(85\)90004-0](https://doi.org/10.1016/0079-6425(85)90004-0)
 17. Krauss, G. (2015) *Steels: processing, structure, and performance* (2nd Ed.). ASM Intern.
 18. Sychkov, A.B., Parusov, V.V., Zhigarev, M.A. et al. (2007) Development of a production process for rolled welding wire made from Sv-08KhGSMFA alloy. *Metallurgist*, 51, 384–393. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11015-007-0070-9>
 19. Nesterenko, A.M., Sychkov, A.B., Zhukova, S.Yu., Sukhomlin, V.I. (2008) Fine microstructure of wire rods manufactured from Sv-08G2S high-plasticity steel. *Metallurgist*, 52, 511–516. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9087-6>

THERMOMECHANICAL TREATMENT TECHNOLOGY OF WIRE ROD MADE OF LOW-CARBON CR-MO-V STEELS

E.V. Parusov, I.M. Chuiko, E.V. Oliinyk, O.V. Parusov

Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the NAS of Ukraine. 1 Academician Starodubov Square, 49107, Dnipro, Ukraine.
E-mail: tometal@ukr.net

The paper summarizes the results of industrial testing of the softening thermomechanical treatment technology of 5.5 mm wire rod made of low-carbon Cr-Mo-V steels for welding applications. The proposed technology was developed on the basis of an in-depth synthesis of research findings concerning the influence of temperature-deformation parameters of processing on the course of phase-structural transformations and the peculiarities of the formation of quench structures in the studied steels under various continuous cooling conditions. It has been proven that the implementation of a scientifically justified post-deformation cooling mode in the Stelmor line, which includes a stage of water cooling from the finishing hot-deformation temperature of 1050 °C to 950 °C, followed by differentiated three-stage air cooling at specified rates in different temperature intervals, contributes to reducing strength values, increasing metal ductility, and forming a satisfactory amount of surface scale. Such a response of the mechanical properties of the wire rod is the result of reducing the amount of bainite and martensite in the ferritic matrix to 5...10 vol.% each, depending on the steel grade. This is achieved through controlled formation of a specific grain structure of hot-deformed austenite and suppression of the redistribution of alloying elements between the γ - and α -phases during subsequent diffusional transformation. It has been established that lowering the content of carbon and manganese within the grade composition is an additional factor that ensures intensification and completeness of the $\gamma \rightarrow \alpha$ diffusional transformation in the studied steels, thereby improving the overall set of mechanical properties of wire rod in terms of its processability into welding wire by the method of cold plastic deformation (by drawing). 19 Ref., 5 Tabl., 3 Fig.

Keywords: low-carbon alloy steel, wire rod, thermomechanical treatment, microstructure, mechanical properties

Отримано 01.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 24.11.2025

Прийнято 24.12.2025

90 РОКІВ КАФЕДРИ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА КИЇВСЬКОГО ПОЛІТЕХНІЧНОГО ІНСТИТУТУ

Кафедру зварювального виробництва створено у 1935 р. на механічному факультеті Київського політехнічного інституту за ініціативи академіка Євгена Оскарівича Патона. Її поява стала відповіддю на потребу промисловості у фахівцях нового типу – інженерах, здатних працювати з новими принципами електрозварювання, які саме тоді набували системного промислового значення. Вже у 1938 р. відбувся перший випуск 17 інженерів, а за три роки було підготовлено понад 100 спеціалістів.

Методологічні засади, закладені Євгенієм Оскарівичем Патонам, стали стрижнем підготовки інженерних кадрів: поєднання теоретичної та практичної складових, підпорядкування змісту навчання реальним вимогам розвитку зварювального виробництва, опора на сучасні досягнення науки і техніки, а також висока вимогливість до інженерної культури студента. Ці підходи повністю відповідають ідеї, яку Євгеній Оскарівич висловлював з перших років: підготовка інженера має виховувати здатність думати технологічно, а не лише повторювати формули.

З перших десятиліть свого існування кафедра тісно співпрацювала з Інститутом електрозварювання (ІЕЗ) АН УРСР, створеним у 1934 р. У навчальному процесі брали участь провідні фахівці ІЕЗ та КПІ: В.І. Дятлов, В.В. Шверницький, А.М. Сидоренко, Ф.Є. Сороковський, І.П. Трочун, Н.В. Пінес, Г.К. Блаудзевич, М.М. Борт. Саме у цей час остаточно сформувався та зміцнів профіль спеціальності, за якою здійснювалася підготовка фахівців, – «Обладнання і технологія зварювального виробництва».

З початком війни в 1941 р. КПІ було евакуйовано до Ташкента, навчальний процес тимчасово припинився. Після повернення до Києва у 1944 р.



Покладання квітів з нагоди 150-річчя від дня народження Євгена Оскарівича Патона

кафедру було відновлено, відбудовано лабораторну базу, а у 1947 р. здійснено перший післявоєнний випуск.

У різні роки кафедру очолювали: Є.О. Патон (1935 – 1938), В.Л. Уласик (1938 – 1941), Г.І. Погодін-Алексєєв (липень – листопад 1944), І.П. Трочун (кінець 1944 – 1947; 1957 – 1967), М.М. Борт (1947), М.М. Гапченко (1947; 1972 – 1974), В.І. Дятлов (1967 – 1969), Б.С. Касаткін (1969 – червень 1972), І.Р. Пацкевич (1974 – травень 1989), В.М. Прохоренко (19.05.1989 – 26.03.2015), Л.А. Жданов (27.03.2015 – 31.08.2015). Окремо слід зазначити внесок академіка К.К. Хренова (1947–1957), який суттєво розширив науковий та освітній потенціал кафедри.

З вересня 2015 р. по теперішній час кафедру очолює професор, доктор технічних наук В.В. Квасницький.

Розвиток кафедри супроводжувався організаційним розширенням: у 1978 р. створено кафедру зварювального обладнання під керівництвом В.П. Черниша, а згодом С.К. Фомічова, а у 1991 р. – кафедру відновлення деталей машин, яку очолювали В.М. Духно, В.М. Корж, а також В.Д. Кузнецов, коли вона отримала назву кафедри інженерії поверхні. Обидві кафедри зберегли спадковий зв'язок з первинною школою та її методологією.

У 1975 р. на базі кафедри зварювального виробництва було відновлено самостійний зварювальний факультет, деканом якого став професор А.М. Сливінський, а з 2002 р. факультет очолює професор С.К. Фомічов.

З 1 липня 2020 р. зварювальний факультет припинив своє існування, а його три кафедри увійшли до складу новоствореного Навчально-наукового інституту матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона (ІМЗ ім. Є.О. Патона). Згодом ці три кафедри були об'єднані в одну – кафедру зварювального виробництва.

За своєю сутністю новостворений інститут є сучасною формою учбово-науково-інноваційної організації, діяльність якої передбачає тісне співробітництво з Інститутами та установами Національної академії наук фізико-матеріалознавчого профілю та промисловими підприємствами. Основною ідеєю створення нового інституту є не звичайне об'єднання трьох, безумовно найважливіших напрямків діяльності, а досягнення певного синергетичного ефекту, коли внаслідок взаємодії

окремих складових утворюється нова якість. Головною перевагою ІМЗ ім. Є.О. Патона є те, що наукові напрями діяльності кафедр охоплюють усі етапи життєвого циклу продукції на базі найсучасніших технологій – від розробки нових матеріалів із заданими характеристиками до створення деталей і конструкцій на їх основі та вирішення проблем утилізації.

Кафедра зварювального виробництва готує бакалаврів, магістрів і докторів філософії зі спеціальності «Прикладна механіка» за освітньо-професійними та освітньо-науковими програмами «Інжиніринг зварювання, лазерних та споріднених технологій», які успішно пройшли акредитацію Національного агентства із забезпечення якості вищої освіти.

Велика увага на кафедрі приділяється навчально-методичній роботі. Освітні дисципліни забезпечуються підручниками, монографіями, посібниками, підготовленими викладачами кафедри. Зважаючи на безпекові вимоги, за умов воєнного стану доводиться застосовувати змішане навчання, поєднуючи проведення очних практичних і лабораторних занять безпосередньо в навчальних корпусах КПІ з дистанційними лекціями. При цьому використовуються сертифіковані дистанційні курси дисциплін із доступом здобувачів вищої освіти до електронних навчальних ресурсів на платформах Moodle і Google Classroom.

Науково-дослідна робота проводиться на кафедрі з моменту її заснування. Наукові напрями формувалися у тісному взаємозв'язку з ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, за участю провідних учених інституту та особисто академіка Бориса Євгеновича

Патона. Його участь сприяла розвитку матеріально-технічної бази, підготовці наукових кадрів кафедр вищої кваліфікації та визначенню стратегічних напрямів розвитку галузі.

Перший, найстаріший напрям – технологія та металургійні процеси при електродуговому зварюванні, започаткований для дослідження фізико-хімічних процесів у зварювальній електричній дузі і зварювальній ванні, створення нових зварювальних матеріалів і пошуку підходів попередження тріщино- та пороутворення. За багаторічну історію кафедри робота за цим напрямом дозволила визначити шляхи запобігання крихкості зварних з'єднань нержавяких сталей та методи попередження втрати стійкості під час зварювання тонкостінних листових конструкцій, розробити безфтористі плавлені флюси для зварювання сталей загального призначення активованим дротом, розширити уявлення щодо кінетики легування зварювальної ванни через флюс і розробити плавлені флюси та технологію наплавлення у потоці флюсу. Активно досліджуються особливості структурно-фазових перетворень у нержавяких і високоміцних сталях, сплавах алюмінію та нікелю, під час зварювання модульованим струмом із синергетичним регулюванням параметрів дугового розряду, розроблюються математичні моделі плавлення електродного металу для оптимізації режимів зварювання.

Другий напрям – напруження й деформації при зварюванні. Застосовується скінченно-елементне моделювання зварювальних напружень, деформацій та переміщень у зварних конструкціях. Розроблено прилади та створено технології неруйнівного контролю залишкових зварювальних напружень у конструкціях різного типу.

Третій напрям – дифузійне зварювання та паяння металів, сплавів і композиційних матеріалів. Розробляються математичні моделі термодинамічних процесів, технології з керованим напружено-деформованим станом, досліджується вплив високоенергетичних потоків на структуру та властивості матеріалів.

В останнє десятиріччя на кафедрі сформовано наукову школу «Фізико-хімічні і термодинамічні основи зварювання і споріднених процесів», у рамках якої, крім традиційних наукових напрямів, розвиваються напрями, пов'язані з оборонною тематикою. З 2015 р. дану школу очолює доктор технічних наук, професор В.В. Квасницький.

За плідної співпраці з ЦНДІ Озброєння та військової техніки Збройних Сил України, Національним університетом оборони, в інтересах



Частина підручників та монографій, виданих останнім часом викладачами кафедри

оборонних підприємств України розроблено технологію виготовлення секцій захисних протикумулятивних екранів стільникової конструкції з модифікованими наплавленням та плазмовою обробкою поверхнями робочих елементів, розроблено та впроваджено технологічні рекомендації щодо зварювання броньових сталей під час виготовлення броньових протиккульових складальних одиниць для військових гусеничних та колісних машин.

Розвиваються розрахункові методи теплових полів та напружено-деформованого стану при зварюванні, термодинамічні розрахунки й математичне комп'ютерне моделювання окислювально-відновлювальних та інших металургійних реакцій між рідиною і газовою фазами в реакційній зоні зварювання під флюсом. Досліджується вплив зварювальних теплових, термомеханічних процесів на структуру, технологічну міцність, якість металевих і композиційних матеріалів при зварюванні та адитивних технологіях. Розробляються процесно-орієнтовані моделі координації зварювальних робіт і ризик-орієнтовані плани вибіркового контролю.

Фінансування наукових досліджень здійснюється з держбюджету, за рахунок міжнародних проєктів, вітчизняних грантів, коштів підприємств і організацій.

Співробітники кафедри беруть активну участь у міжнародних проєктах. Наразі кафедра співпрацює з провідними науковими установами Китаю, Польщі, Чехії, Словаччини та Німеччини. Кафедра бере участь у підготовці спільних заявок за програмами Erasmus+, NATO SPS, Horizon Europe. Наразі йдуть перемовини про співпрацю з закладами Великої Британії та Португалії.

Результати наукових досліджень узагальнюються в монографіях, дисертаціях, публікуються в наукових виданнях, доповідаються на наукових конференціях.

Кафедра організовує і проводить один раз на два роки велику міжнародну конференцію «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні і споріднених процесах PolyWeld». Також щорічно проводиться студентська конференція на якій студенти, співробітники та аспіранти доповідають результати своїх наукових досліджень.

Співробітники кафедри нагороджені Українськими та закордонними престижними преміями й нагородами, такими як: Державна премія України в галузі освіти, премія Президента України для молодих вчених, відзнака International Institute of Welding. Завідувача кафедри

проф. В.В. Квасницького нагороджено золотим почесним знаком Federacja Stowarzyszen Naukowo-Technicznych Naczelna Organizacja Techniczna SEKCJA WYCHOWANKOW POLITECHNIKI KIJOWSKIEJ. Доцент кафедри зварювального виробництва Є.П. Четверко стала лідеркою премії «Українська правда 100 – Сила жінок 2025 року».

Для відсічі російської агресії четверо співробітників кафедри долучились до лав збройних сил України. Увесь колектив кафедри допомагає нашим воїнам, за можливості закриває наявні потреби захисників разом з іншими кафедрами ІМЗ ім. Є.О. Патона, Благодійним фондом підтримки ЗСУ «Київський політехнік», партнерськими установами: ПрАТ «ПЛАЗМАТЕК», ТОВ «ЗАВОД ДОНМЕТ», ПрАТ «ДЗЗУ ІЕЗ ім. Є.О.ПАТОНА» тощо.

До наукових досліджень залучаються студенти, які навчаються в магістратурі за освітньо-науковою програмою «Прикладна механіка».

Кафедра готує наукові кадри в рамках аспірантури за освітньо-науковою програмою підготовки докторів філософії «Прикладна механіка». У наукових дослідження та підготовці дисертацій аспірантів традиційно допомагають наші давні партнери: ПрАТ «ПЛАЗМАТЕК», Центр колективного користування науковим обладнанням «Матеріалознавство тугоплавких сполук та композитів», ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, ТОВ «КОРПОРАЦІЯ «УКРСПЕЦТЕХНОЛОГІЇ» та ТОВ «НВЦ «ПЛАЗЕР». З трьома останніми партнерами на кафедрі створено спільну навчально-наукову лабораторію.

Лабораторії кафедри постійно оновлюються сучасним обладнанням для проведення лабораторних робіт, оснащуються новими комп'ютеризованими установками для проведення науково-дослідних робіт зі зварювання нових матеріалів, наплавлення, напилення, адитивних технологій. Велику допомогу кафедрі в оснащенні лабораторій надають відомі фірми – ТОВ «Фроніус Україна», ТОВ «Бінцель Україна ГМБХ», ПрАТ «ДЗЗУ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА» та інші, в яких успішно працюють наші випускники. Студенти часто відвідують ці установи, ознайомлюючись з найсучаснішими розробками в галузі зварювального устаткування.

На кафедрі створено Центр підготовки персоналу Міжнародного інституту зварювання (МІЗ), який є акредитованим Навчальним центром МІЗ з підготовки міжнародних сертифікованих фахівців-зварників за програмами підготовки: міжнародного інженера (IWE), міжнародного технолога



Невелика частина нагород, грамот та дипломів, які отримали студенти кафедри

(IWT), міжнародного інспектора (IWI). Центр забезпечує підвищення рівня підготовки не лише бакалаврів, магістрів та аспірантів кафедри та інших інженерних підрозділів КПП ім. Ігоря Сікорського, а й дипломованих фахівців підприємств і організацій, що працюють у галузі зварювання.

Студенти кафедри мають можливість навчатися за програмою подвійного диплома в Університеті ім. Отто-фон-Герике в місті Магдебург (Німеччина).

Багато славних сторінок в історію кафедри вписали її студенти. Вони є постійними учасниками Всеукраїнських студентських олімпіад зі зварювання, на яких отримували високі нагороди. Наші студенти регулярно займають призові місця на Всеукраїнських конкурсах наукових робіт. На кафедрі створені та плідно працюють студентські гуртки Smart Art, де займаються художнім зварюванням, і Smart Tech, де проводять роботи з композитними матеріалами і досліджують технології 3D-друку.



Колектив кафедри зварювального виробництва, 2025 р.

На кафедрі в різні роки навчалось багато студентів з Китаю, В'єтнаму, Ірану, Польщі, Куби, Угорщини, Болгарії, Азербайджану та інших країн.

За 90 років кафедра підготувала понад десять тисяч висококваліфікованих спеціалістів. Багато наших випускників стали видатними діячами науки, у тому числі академіками та членами-кореспондентами НАН України. Багато випускників обіймали й обіймають високі керівні посади в промисловості, як в Україні, так і за її межами.

На базі кафедри зварювального виробництва й кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій створено спеціалізовану вчену раду Д26.002.15 з присудження наукового ступеня доктора наук. Головою спеціалізованої ради є завідувач кафедри зварювального виробництва проф. В.В. Квасницький, вчений секретар – д.т.н. професор кафедри зварювального виробництва В.М. Пащенко.

Як майбутня перспектива розвитку матеріально-технічної бази на кафедрі разом з нашими партнерами ПрАТ «ПЛАЗМАТЕК» планується створити Науково-інноваційний центр «Спільний центр Плазма Портал». Для місця розташування центру обрано внутрішній двір навчального корпусу №23, який згідно з уже розробленим будівельним проектом планується переробити у триповерховий інноваційний центр. Основні завдання центру: розвиток науково-технічного співробітництва, реалізації спільних освітньо-наукових програм рівня PhD, забезпечення інтеграції наукового й науково-педагогічного потенціалу, сприяння в реалізації навчальної, практичної та наукової складових освітніх програм.

Відзначаючи славний 90-річний ювілей, колектив кафедри зварювального виробництва ставить задачу підвищити якість підготовки випускників-фахівців, які будуть адаптовані для подальшої роботи як у сфері науки, так і в промисловості. Підготовка повинна здійснюватися в межах великих науково-технічних і науково-виробничих проектів, які реалізуватимуться кафедрою спільно з науково-дослідними інститутами Національної академії наук України, у першу чергу з ІЕЗ Є.О. Патона НАН України, та з провідними промисловими підприємствами. Завдяки цьому навчання відбуватиметься із залученням провідних науковців країни та в максимально наближених до реального виробництва умовах.

*І.А. Владимирський, В.В. Квасницький, В.Л. Коваленко,
О.А. Сливінський, Є.П. Чертко, В.П. Бойко*

78-а ЩОРІЧНА АСАМБЛЕЯ МІЖНАРОДНОГО ІНСТИТУТУ ЗВАРЮВАННЯ

22–27 червня 2025 р. у м. Генуя (Італія) відбулася 78-а щорічна Асамблея та міжнародна конференція Міжнародного інституту зварювання (IIW) «Welding and Joining: Hydrogen Applications and Energy Transition» (IIW Genova 2025), що є однією з найважливіших подій у світі для зварювальної спільноти.

Захід проходив у престижному конгрес-центрі Magazzini del Cotone в історичному порту Генуї та зібрав понад 2000 учасників із 50 країн світу, підтвердивши високий рівень міжнародного партнерства в сфері зварювання, з'єднання матеріалів і споріднених технологій.

Організатором події виступив Італійський інститут зварювання (IIS) за підтримки Секретаріату IIW та Міжнародного комітету з атестації (IAB Management Team). Особливістю цьогорічної зустрічі стало її проведення паралельно з Італійськими національними днями зварювання (Giornate Italiane della Saldatura, GNS), що дало змогу поєднати академічну й промислову складові та розширити програму подій.



Програма Асамблеї містила до 19 технічних сесій щодня, засідання комісій та робочих груп, пленарні доповіді, секції для молодих учених і виставку провідних промислових компаній.

За офіційною статистикою: 2003 учасників, серед яких 485 науковців, інженерів і фахівців, 274 молодих дослідників і студентів, 890 учасників конференції. Найчисельніші делегації представляли Італію (1190 осіб), Німеччину (131), Китай (120), Японію (88), Республіку Корея (76) та США (71). Україну представляли 13 учасників – фахівців Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

Представництво України. Українську делегацію очолив офіційний представник України в Міжнародному інституті зварювання – учений секретар Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України к.т.н. Ілля Ключков.

До роботи Асамблеї на місці долучилися: заступник директора чл.-кор. НАН України Сергій Максимов; завідувач відділу чл.-кор. НАН України Максим Юрженко; завідувач відділу д.т.н. Ганна Полішко; к.т.н. Сергій Шваб, Роман Селін, Святослав Мотруніч та Алла Тунік.

У дистанційному форматі взяли участь відомі фахівці ІЕЗ: Тарас Майданчук, Сергій Римар, Олександр Яровицин, Дмитро Коваленко та Максим Русиник.

Представники ІЕЗ взяли участь у роботі технічних комісій Асамблеї, що охоплюють

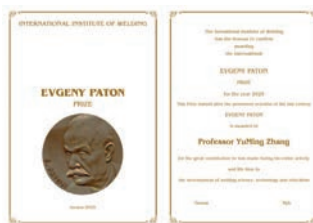


Учасники Асамблеї від ІЕЗ

напрями міцності та циклічної довговічності зварних елементів і конструкцій; дугових процесів і присадних матеріалів; контактного зварювання, зварювання в твердій фазі та суміжних процесах з'єднання; енергетичних силових процесів; полімерних і адгезивних технологій. Вони представили результати власних досліджень у сферах автоматизації, адитивного виробництва, контролю якості та біомедичних технологій.

Міжнародна премія Євгена Патона. Традиційно під час церемонії відкриття Асамблеї відбулося вручення престижних відзнак Міжнародного інституту зварювання. Однією з найпочесніших стала Міжнародна премія Євгена Патона, заснована майже три десятиліття тому з ініціативи Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона.

У 2025 р. лауреатом цієї премії став професор кафедри електротехніки та комп'ютерної інженерії Університету Кентуккі (США) Ю-Мін Чжан (YuMing Zhang) – за видатні досягнення в розвитку зварювальної науки та інженерної освіти. Почесну місію вручення нагороди від імені української сторони виконав Ілля Клочков.

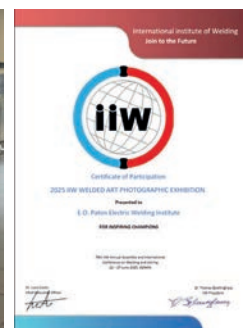


Серед інших нагород ІІВ цього року – Arthur Smith Award (Satoru Asai, Японія), Yoshiaki Arata Award (Fumiyoshi Minami, Японія), Thomas Medal (Jochen W. Mußmann, Німеччина), Chris Smallbone Award (Michail Karpenko) та Henry Granjon Awards (Kaue Riffel, Xinyu Ren, Gustav Hultgren, Yue Cao).

Церемонія вручення премії Євгена Патона стала яскравим символом поваги до наукової спадщини видатного вченого та підтвердила безперервність традицій Київської школи зварювання на міжнародному рівні.

Культурна програма та молодіжні ініціативи. Під час події відбулися урочисті події – Opening & Awards Ceremony, Welcome Reception, Italian Night та Closing Gala Banquet,

які сприяли неформальному спілкуванню та розширенню професійних контактів. Велике зацікавлення викликали молодіжний форум Young Professional Event і цифрова фотовиставка «Welded Art 2025», присвячена зв'язку мистецтва з Цілями сталого розвитку ООН (SDGs). Експозиція об'єднала роботи митців та інженерів із різних країн, які розкривали творчий потенціал технологій зварювання у контексті сталого розвитку. Серед представлених експонатів – фотографії художніх виробів із титану колишнього співробітника ІЕЗ Григорія Дочкіна, що стали яскравим прикладом поєднання технічної майстерності та художнього бачення.



Погляд у майбутнє. Міжнародний інститут зварювання вже оголосив плани на наступний рік: 79-а Щорічна Асамблея та Міжнародна конференція ІІВ відбудуться 12–17 липня 2026 р. у Зальцбургзі (Австрія) – одному з провідних європейських центрів науки, культури та бізнесу. Окрім того, на початку лютого 2026 р. ІІВ проведе Третю онлайн-конференцію Young Professional International Welding Conference (YPIC-2026), присвячену дослідженням молодих фахівців. Найкращі її учасники отримують можливість безкоштовної участі в ІІВ-2026 у Зальцбургзі.

Значення для науки та співпраці. Участь представників Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України у ІІВ Genova 2025 засвідчила високий рівень міжнародної взаємодії та наукової культури, зміцнення партнерських зв'язків і готовність до спільних дослідницьких програм.

Попри складні обставини, ІЕЗ продовжує демонструвати стійкість, професіоналізм і відкритість до співпраці, утверджуючи ім'я Патона у світовій науково-технічній спільноті.

Пресгрупа ІЕЗ

FAVTECH 2025: НОВІ ГОРИЗОНТИ ЗВАРЮВАННЯ

За запрошенням і підтримки Американського зварювального товариства (AWS) та особисто президента організації Річарда Холдрена, а також компанії Arc Specialties в особі її президента Дена Олфорда відбувся візит представника ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України В.С. Качинського до США. Основною метою поїздки було ознайомлення з сучасними тенденціями розвитку зварювальних технологій, автоматизації та інтелектуальних систем керування процесами зварювання. У рамках візиту до США Володимир Качинський взяв участь у щорічній бізнес-зустрічі AWS. Захід об'єднав провідних фахівців, науковців і керівників провідних компаній зварювальної індустрії для обговорення стратегічних напрямів розвитку галузі, інтеграції цифрових технологій, штучного інтелекту та сталого виробництва. Особливу увагу було приділено питанням підготовки фахівців нового покоління, розширенню міжнародної наукової співпраці та ролі AWS як глобальної платформи для обміну досвідом між промисловістю, освітою та наукою.

З 8 по 11 вересня 2025 р. у виставковому центрі McCormick Place (Чикаго, США) пройшла найбільша північноамериканська промислова виставка FAVTECH 2025. Цьогоріч захід побив усі рекорди: площа – 82300 м², понад 1700 експонентів і більше ніж 50000 відвідувачів.

FAVTECH 2025 продемонструвала, що зварювальна галузь впевнено рухається до інтегра-



Щорічна ділова зустріч Американського зварювального товариства

ції цифрових технологій, штучного інтелекту та автоматизації. Окрім традиційних демонстрацій зварювальних апаратів, особливу увагу приділили інтелектуальним функціям, збору даних та адаптивному керуванню процесами.

Новинки зварювального обладнання. Компанія Miller Electric представила низку прем'єрних рішень, що відображають перехід галузі до мобільності, цифрового керування та екологічності:

- Millermatic 211 PRO – MIG-апарат з оновленням через USB і системою Auto-Set;
- Syncrowave 212 (TIG) – полегшене TIG-джерело з функцією автонастроювання та можливістю водяного охолодження;
- Venture 150 S – акумуляторне джерело для ручного та TIG-зварювання, орієнтоване на польові умови;
- OptX 1kW – портативний лазерний зварювальний апарат, що зменшує деформації та розбризкування;



- Tregaskiss Atlas Robotic Torch – новий роботизований пальник із покращеною точністю та надійністю;
- PerformArc з Intellipath™ – оновлені роботизовані системи з офлайн-програмуванням;
- SubArc Hercules – нова субдугова система з підвищеною швидкістю осадження металу.

Ці рішення демонструють курс компанії на інтелектуалізацію зварювальних процесів, підвищення енергоефективності та адаптивне керування.

Компанія Arc Specialties (Х'юстон, штат Техас) представила власні розробки у сфері роботизованих зварювальних комплексів і автоматизованих систем для спеціальних застосувань, зокрема для зварювання труб і складних просторових конструкцій. Також вона показала технологію та обладнання для електрошлакового наплавлення масивних металевих конструкцій.

Роботизація та штучний інтелект. Yaskawa/Motoman продемонструвала широкий спектр роботизованих зварювальних осередків – від компактних ArcWorld до комбінованих систем з адитивними функціями. Нова розробка Weld Builder дозволяє операторам швидко створювати програми зварювання через інтуїтивний пульт, скорочуючи час впровадження роботизації.

Багато систем тепер оснащуються вбудованою аналітикою: ШІ прогнозує дефекти, корегує параметри та проводить діагностику в реальному часі.

Лазерні та гібридні технології. Особливий інтерес викликали лазерні та гібридні процеси (лазер + дуга, лазер + плазма), які поєднують глибину проплавлення та контроль тепловкладення. Портативні лазери, такі як OptX 1kW, дають змогу використовувати їх у польових умовах.

Екологія та безпека. Окремий акцент виставки – екологічність і захист здоров'я зварників. Представлено сучасні системи видалення диму, очищення повітря та засоби індивідуального захисту нового покоління – легкі, ергономічні, адаптовані також для жінок.

Ключові напрями розвитку. На основі тенденцій FAWTECH 2025 можна виділити кілька стратегічних трендів:



Дослідна лабораторія ORNL та результати наукових розробок

- гібридні процеси – поєднання лазера, дуги та плазми для оптимізації продуктивності.
- інтелектуальна адаптація – застосування ШІ та сенсорних систем для корегування параметрів у реальному часі.
- екологічне зварювання – зниження викидів, поліпшення фільтрації повітря та розробка безпечних присадок.
- мобільність і автономність – зростання кількості портативних і акумуляторних джерел.

FAWTECH 2025 чітко показала: майбутнє зварювання – за інтелектуальними, гнучкими й сталими рішеннями, де роботизація та цифрові технології стають не опцією, а стандартом.

Візит до Oak Ridge National Laboratory: наукове співробітництво та обмін досвідом. За запрошенням Oak Ridge National Laboratory (ORNL) та особисто д-ра Адама Стівенса, за підтримки президента Arc Specialties pana Дена Олфорда, відбувся візит Володимира Качинського до найбільшої наукової лабораторії Міністерства енергетики США, розташованої у штаті Теннессі.



Під час візиту до ORNL: Адам Стівенс (праворуч), Ден Олфорд (в центрі) та Володимир Качинський

Під час візиту проведено зустрічі з провідними спеціалістами ORNL, обговорено можливі напрями спільних досліджень і представлено останні результати наукових розробок ІЕЗ.

Oak Ridge National Laboratory – світовий лідер у сфері досліджень і суперкомп'ютерів. Заснована в часи Манхеттенського проекту, лабораторія ORNL сьогодні є однею із провідних центрів міждисциплінарної науки – від матеріалознавства та енергетики до біоінженерії, екології й обчислювальних технологій. Головна гордість ORNL – її обчислювальна інфраструктура. У складі лабораторії діє Oak Ridge Leadership Computing Facility (OLCF), де розміщено суперкомп'ютер Frontier (введений в експлуатацію у 2022 р.) – перший у світі, що подолав межу 1 ексафлопс (1 квінтільйон операцій за секунду). Ці обчислювальні потужності використовують для моделювання процесів в енергетиці, ядерних системах, кліматі, біомедицині та під час розробки нових матеріалів.

Дослідження та методики. Робота ORNL базується на поєднанні експериментальних досліджень і високопродуктивних обчислень, що дає змогу детально аналізувати складні фізичні та технологічні процеси. Серед основних напрямів:

- моделювання та симуляції складних систем – від поведінки ядерних матеріалів до динаміки кліматичних змін;
- розробка та дослідження нових сплавів, композитів і наноматеріалів;
- технології зварювання та ремонту конструкцій із опромінених матеріалів для атомної енергетики.

Зварювальні дослідження в ORNL. Особливе місце займають роботи зі зварювання та ремонту матеріалів, що підлягають нейтронному опроміненню. Основна мета – підвищення довговічності та ремонтпридатності конструкцій атомних станцій і термоядерних установок.

Перспективи співробітництва. У межах візиту обговорювалися можливості спільних досліджень у галузі зварювання й матеріалознавства, а також реалізація спільних проєктів.

Сьогодні ORNL – це унікальне поєднання фундаментальної науки, інженерних технологій і потужностей високопродуктивних обчислень, доступних дослідникам усього світу. Тут народжуються рішення для енергетики, біології, матеріалознавства та безпеки, а інноваційні методики в обчислювальній науці дозволяють лабораторії зберігати лідерські позиції у глобальному науковому просторі.

К.т.н. Володимир Качинський

МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ МОЛОДИХ УЧЕНИХ MSSE 2025

Міжнародна конференція молодих учених з матеріалознавства та інженерії поверхні (MSSE 2025), яка проводиться раз на 2 роки, відбулася у Львові 24–26 вересня 2025 р. на базі ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України. Участь у ній взяли представники наукових установ України, Польщі, Словаччини, Литви, Мексики та ін. країн. Учасники конференції представляли такі наукові установи, як ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Інститут фізики твердого тіла, матеріалознавства і технологій ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут», Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Інститут геотехнічної механіки ім. М.С. Полякова НАН України, НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» та ін. Під час проведення конференції було заслухано 74 наукові доповіді, що перевищує показники попередніх років. Конференція проходила в змішаному форматі (он-

лайн та оф-лайн). Відкривав конференцію директор інституту академік НАН України Зіновій Теодорович Назарчук.

Програма конференції включала чотири секції: «Сучасні проблеми матеріалознавства», «Інформаційні та діагностичні системи», «Захист матеріалів від корозії» та «Механіка руйнування і міцність матеріалів».

На секції «Сучасні проблеми матеріалознавства» розглядалися теми лазерного зварювання, структурно-фазових перетворень у сплавах, технологій відновлення сталей і надсплавів, розроблення біосумісних матеріалів, нанесення покриттів та адитивного виробництва. Обговорювалися властивості титан-цирконієвих і нікелевих сплавів, методи електроосадження, вплив термомеханічної обробки на мікроструктуру, а також технології плазмового напилення та електрошлакового переплаву.

Секція «Інформаційні та діагностичні системи» була присвячена неруйнівному контролю, обробці



Учасники конференції MSSE 2025

сигналів, розпізнаванню дефектів, аналізу вібраційних процесів і застосуванню штучного інтелекту для технічної діагностики.

У секції «Захист матеріалів від корозії» виступали науковці з темами електрохімічної стійкості матеріалів, антикорозійних покриттів, інгібіторів корозії та трибокорозії. Було представлено дослідження функціональних нікелевих і молібденових покриттів, біополімерних композицій, впливу газових середовищ на руйнування сталей, а також електрохімічних процесів у паливних елементах.

Секція «Механіка руйнування і міцність матеріалів» охоплювала питання впливу водню на міцність сталей, тріщиноутворення в сталях, моделювання залишкового ресурсу деталей, механіку тріщин у композитах, напружено-деформованого стану конструкцій і динаміку руйнування.

Науковці ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України зосередили увагу на комплексному аналізі проблем, пов'язаних з підвищенням ефективності, надійності та екологічності сучасних металургійних і зварювальних технологій. Розглядалися питання утилізації відходів і брухту нікелевих суперсплавів, що широко використовуються у високотемпературних вузлах енергетичних та авіаційних установок. Особливий акцент зроблено на застосуванні електрошлакового переплавлення як методу переробки дефіцитних матеріалів з мінімальними втратами легувальних елементів і зменшенням шкідливих викидів.

Інша група досліджень стосувалася питань напружено-корозійного руйнування металів, зокрема трубних сталей, що експлуатуються у складних кліматичних і агресивних середовищах. Було показано, як товщина шару електроліту, швидкість

поляризації та концентрація активних домішок впливають на швидкість росту тріщин і перехід між анодним і воднево-крихким механізмом корозії. Дослідники звертали увагу на поведінку зварних з'єднань сталей під дією напружень, спричинених концентраторами у зварних з'єднаннях, а також на оптимальні умови катодного захисту, що не викликають перенасичення металу воднем. Також представлено роботи, присвячені міцності та залишковому ресурсу зварних і литих елементів обладнання енергетичних установок. Зокрема аналізувалися процеси деградації структури сталі під час тривалої експлуатації, розроблялися методики оцінки залишкових напружень і прогнозування моменту крихкого руйнування. Обговорювалися нові підходи до неруйнівного контролю металів і зварних швів. Представлено сучасні оптичні методи, зокрема широкую та спекл-інтерферометрію для виявлення мікрodefektів у зварних і композитних елементах. Показано можливості використання штучних нейронних мереж для обробки фазових карт, реконструкції розподілу напружень і автоматичного визначення пошкоджень без участі оператора.

Загалом конференція MSSE 2025 підтвердила свою роль як важливий науковий майданчик для молодих дослідників у галузі матеріалознавства та інженерії поверхні. Вона об'єднала фахівців із провідних українських і закордонних установ, які представили доповіді, присвячені актуальним проблемам сучасних матеріалів, зварювальних технологій, діагностики та захисту від корозії. Отримані результати й обговорення показали високий рівень української науки та її інтеграцію у світовий науковий простір.

*Юрій Юрченко
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України*

ДО 40-РІЧЧЯ ВІДДІЛУ ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА

10 листопада 2025 р. виповнюється 40 років з дня створення відділу захисних покриттів Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України – наукового підрозділу, який не лише зберіг, а й суттєво розвинув позиції інституту в галузі інженерії поверхні та високотехнологічного матеріалознавства.

З моменту свого заснування у 1985 р. під керівництвом д.т.н., професора, заслуженого діяча науки і техніки України Юрія Сергійовича Борисова (очолював відділ до 2022 р.), а згодом – під керівництвом к.т.н., с.н.с. Наталії Вікторівни Вігілянської, відділ став провідним центром з розробки новітніх матеріалів і технологій нанесення газотермічних покриттів електродуговим, детонаційним, мікроплазмовим, газополуменевим і плазмово-дуговим методами, у тому числі з використанням надзвукових струменів.

Відділ першим у світі впровадив технологію напилення покриттів з аморфною структурою – серія матеріалів «АМОТЕК» (порошки, дроти, шнури), яка дозволила підвищити зносо- та корозійну стійкість поверхонь деталей у 1,5...3 рази.

Розробки відділу в сфері мікроплазмового напилення дали змогу наносити прецизійні покриття на дрібні деталі та біомедичні вироби, зокрема створені титанові біопокриття з керованою пористістю для ендопротезів, які успішно пройшли клінічні випробування та впроваджуються в медичному виробництві.

Використовуючи надзвукові методи напилення, у відділі розробили технології для відновлення та зміцнення деталей авіаційної, бронетанкової та гідравлічної техніки, які стали альтернативою гальванічному хромуванню.

Поряд із новими матеріалами для напилення, відділ розробив низку унікальних установок – «Київ-С», «Перун-С/Р/М», МНН-003 тощо, які успішно використовуються як в Україні, так і за кордоном (Чехія, Фінляндія, США). Сумісно з відділом фізики газового розряду й техніки плазми ІЕЗ розроблено програму комп'ютерного моделювання плазмових струменів з програмним забезпеченням CASPSP, яка дозволяє проводити вибір технологічних параметрів напилення покриттів із широкого спектру матеріалів і прогнозувати формування структури.

У співпраці з ДП «Антонов» вперше в Україні впроваджено високошвидкісне газополуменеве напилення покриттів WC-Co-Cr для деталей авіаційної техніки.



Засновник відділу проф. Ю.С. Борисов



Співробітники відділу в кабінеті Б.С. Патона



Співробітники відділу, 2024 р.

Сьогодні відділ захисних покриттів продовжує активну роботу в сфері національної оборони, машинобудування, медицини та енергетики. Ведуться розробки нових типів композиційних покриттів, проводяться дослідження з формування структури та властивостей покриттів різноманітного призначення.

Завдяки потужній науковій школі, яка створена проф. Ю.С. Борисовим та широкому впровадженню результатів досліджень і плідному співробітництву з промисловістю відділ захисних покриттів заслужено займає провідні позиції у своїй галузі не лише в Україні, а й за її межами. У відділі під керівництвом проф. Ю.С. Борисова було захищено 3 докторських і понад 20 кандидатських дисертацій.

Людмила Олевська

НОВА ЛІНІЙКА ЗВАРЮВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ СЕРІЇ FORTIS ВІД КОМПАНІЇ FRONIUS

ТОВ «Фроніус Україна» 24 жовтня 2025 р. у с. Княжичі презентувала на Національному семінарі-презентації нову лінійку зварювального обладнання серії Fortis 270-500. Слід зазначити, що дана лінійка апаратів вперше була представлена лише у вересні 2025 р. на виставках «FABTECH» у Чикаго (США) та «SCHWEISSEN & SCHNEIDEN» в Ессені (Німеччина). У заході взяли участь представники з різних галузей промисловості України, а саме, вагоно-, авіа- та автомобілебудування. Також були представники з виробництва газів і газових сумішей, що використовуються в зварювальному виробництві, закладів з підготовки зварників, а також представник системного інтегратора роботизованих комплексів Triada-Welding. Загалом на семінарі було більше 30 фахівців-зварників. Під час заходу відвідувачі ознайомились з новими технологічними рішеннями компанії Fronius, побачили обладнання лінійки Fortis у роботі, а також поспілкуватися з експертами та колегами по галузі.

Захід відкрив директор з маркетингу Віталій Бондаренко, який побажав отримати нові знання, що принесє користь не тільки фахівцям, а й підприємствам, які вони представляють. Після цього було презентовано новаторські рішення компанії Fronius.



Лінійка джерел Fortis включає потужні зварювальні апарати в діапазоні струму 270...500 А, доступні як у виді компактних універсальних систем «Все в одному», так і у розділеному виконанні із зовнішнім механізмом подачі дроту для значного розширення робочого діапазону. Усі моделі можуть бути



оснащені перевіреними функціями Fronius, такими як: імпульсне зварювання, SynchroPulse, інтервальне зварювання, прихватка TAC, HotStart та Anti-Stick.

Лінійку доповнює Fortis XT – енергоефективний універсальний апарат для трифазної мережі напругою 200...600 В та однофазної мережі з максимальним зварювальним струмом до 320 А, у тому числі режим CEL. Тому він ідеальний для використання в усьому світі, економить енергію завдяки вищому коефіцієнту потужності та пропонує додаткову, вищу вихідну характеристику для ще більшої продуктивності зварювання.

Завершує лінійку модель Fortis Duo. Вона поєднує в собі компактний зварювальний апарат і додатковий зовнішній механізм подачі дроту, що дозволяє використовувати дві котушки дроту та два зварювальні пальники в одному пристрої.

Після ознайомлення з лінійкою обладнання було проведено практичну частину, де можливо було побачити нові джерела живлення при зварюванні сталей, нержавкої сталі та алюмінію як у нижньому положенні, так і в вертикальному знизу вгору. Також була можливість ознайомитись з конструкцією джерела живлення та особливостям налаштування обладнання для роботи. Слід зазначити простоту, інтуїтивно зрозумілу графіку та кольоровий дисплей з динамічною візуалізацією, що робить управління особливо простим навіть для менш досвідчених користувачів.

Не менш цікавою була презентація нового рішення під назвою «VELO». В основі концепції VELO лежить другий дріт (так званий «дріт VELO»), який працює без дуги та без додаткової подачі газу. Це – жорсткий дріт, який торкається заготовки та генерує рух вперед за рахунок тертя, «штовхаючи» пальник уздовж краю шва, виїмки або фаски, зберігаючи при цьому постійну відстань між контактним наконечником і заготовкою. Дріт додає дуже мало додаткового матеріалу до шва, а витрата дроту точно відповідає довжині шва.

Після проведення запланованих заходів учасники змогли отримати відповіді на всі питання від фахівців компанії ТОВ «Фроніус-Україна». При цьому всі учасники погодились, що дана зустріч була дуже корисною та пізнавальною.

К.т.н. Тарас Майданчук

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ УКРАЇНИ

27 лютого 2025 р. в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона відбулася науково-технічна конференція «Зварювання та споріднені технології для відновлення України», в якій взяли участь більше семидесяти дослідників, інженерів та виробничників із інститутів та організацій з Києва, Дніпра, Львова, Каменського, Полтави. Конференція проходила у форматі пленарних і стендових доповідей. Відкрив конференцію директор ІЕЗ ім. Є.О. Патона академік НАН України І.В. Кривцун. Він зазначив, що конференція присвячена науково-технічним проблемам зварювання та споріднених технологій. Без перебільшення можна стверджувати, що зварювальні технології, які вже більше ста років широко використовуються у різних галузях промисловості, відносяться до найактуальніших напрямів розвитку сучасного промислового виробництва і потенційні можливості розвитку цих технологій потребують подальших наукових досліджень та практичної перевірки, чому й присвячена ця конференція.

Під час конференції були заслухані наступні пленарні доповіді:

- Матвійчук В.А. «Компоненти ГТД зі сплаву ВТ6: адитивне виготовлення та властивості» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона);
- Ковальчук ДВ. «xBeam 3D Metal Printing – нові дослідження, матеріали і технологічні рішення» (ТОВ «Червона Хвиля», м. Київ);
- Яровицин О., Черв'яков М., Мотруніч С., Волосатов І., Звягінцева Г., Пестов В., Хрущов Г., Томко Д., Джульєнь Д. «Матеріалознавчі проблеми дугового адитивного виробництва деталей зі сплаву Inconel 625» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона);

- Коржик В.М., Ілляшенко Є.В., Чигілейчик С.Л., Торба Ю.І., Четет О.В. «3D друк виробів із жароміцних сплавів адитивним плазмово-дуговим наплавленням: нові технологічні підходи та розробка обладнання» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона, АО «Запорізьке машинобудівне конструкторське бюро «Прогрес» імені академіка О.Г. Івченка, НУ «Запорізька політехніка»);

- Шаповалов Є.В., Долиненко В.В., Коляда В.О., Ващенко В.М., Новодранов А.С., Ващенко О.Ю., Мангольд А.М., Клішар Ф.С. «Розробка та дослідження робототехнічної системи для реалізації адитивної технології WAAM виготовлення бурового інструменту» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона);

- Коржик В.М., Строгонов Д.В., Терещенко О.С. «Застосування дугових плазмотронів з трубчастими мідними електродами для отримання дрібнодисперсних сферичних порошків металевих сплавів» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона);

- Демченко В., Номіровський Д., Кривцун І. «Оптимізація форми імпульсів струму за критерієм силової дії модульованого струму» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Київський національний університет ім. Тараса Шевченка);

- Kovalenko Dmytro, Krivtsun Igor, Biber Alexander, Mokrov Oleg, Pavlov Oleksii. «Features of increasing penetration in high-frequency pulsed TIG welding of carbon and stainless steel (experimental studies)» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона, RWTH Aachen University, ISF - Welding and Joining Institute);

- Лобанов Л., Стельмах Д., Дядін В., Савицький В. «Технічна діагностика стану мостів на основі фотограмметрії з використанням безпілотних літальних апаратів» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона);



Виступ академіка НАН України І.В. Кривцуна



Пленарна доповідь Д.І. Стельмаха

- Махненко О.В., Міленін О.С., Великоіваненко О.А., Розинка Г.П., Махненко О.О. «Чисельний аналіз експлуатаційної міцності зварних поглинаючих стрижнів системи управління та захисту енергетичного реактора ВВЕР-1000» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона);

- Павлій О.В. «Цифрові системи радіографічного контролю зварних швів» (ТОВ «НВФ Діагностичні прилади», м. Київ);

- Юдін Ю.В. «Колаборативні роботи АОТАЙ — системне рішення кадрових криз, спричинених нестачею кваліфікованих робітників на промислових підприємствах» (ТОВ «ВТЦ», м. Київ).

На конференції також було представлено 48 стендових доповідей в галузі зварювання, електрометалургії, неруйнівного контролю, технічної діагностики і споріднених технологій, отримані фахівцями з України та країн далекого зарубіжжя.

Декілька компаній взяли участь в експрес-виставці обладнання, матеріалів і технологій для зварювання та неруйнівного контролю. Серед них:

- ПРАТ «Асоціація ОКО», м. Київ – провідний український розробник ультразвукових і вихреструмових дефектоскопів, у т.ч. для контролю рейок та зварних швів;

- ТОВ «НВФ Діагностичні прилади», м. Київ – обладнання та матеріали для неруйнівного контролю, послуги з неруйнівного контролю та дефектоскопії;



Під час сесії стендових доповідей



Виставка обладнання, матеріалів і технологій для зварювання та неруйнівного контролю

- ТОВ «ВТЦ», Центр Зварювальних технологій, м. Київ – повний спектр обладнання для зварювання трубопроводів, колаборативні роботи АОТАЙ;

- ТОВ «ВЕЛТЕК», м. Київ - м. Дніпро – лідер виробництва порошкових дротів в Україні;

- ТОВ «Червона Хвиля», м. Київ – технології 3D друку якісних деталей з титану, ніобію, нержавкої сталі, міді та інших металів за технологією xBeam 3D Metal Printing з використанням зварювального дроту;

- ТОВ «Промавтосварка», м. Київ – обладнання для зварювання та комплекси для електродугової металізації.

Захід об'єднав провідних українських дослідників, інженерів і представників промисловості, які оприлюднили актуальні результати досліджень і технологічні розробки у сфері зварювання та матеріалознавства. У межах конференції були презентовані напрацювання з адитивного виробництва, роботизованих комплексів, високотемпературних матеріалів, неруйнівного контролю та цифрових технологій у зварювальних процесах. Особливу увагу спікери приділили тому, як сучасні технології можуть бути застосовані для відновлення критичної інфраструктури, мостів, енергетичних систем і промислових об'єктів у післявоєнний період. Учасники наголосили на важливості інтеграції наукових розробок у практику, розширення співпраці між науковою спільнотою та бізнесом, а також на необхідності підготовки висококваліфікованих кадрів для реалізації масштабних проєктів відбудови. Конференція стала знаковою подією для обміну досвідом і визначення стратегічних напрямів розвитку зварювальних технологій в Україні. Отримані результати сприятимуть посиленню технологічного потенціалу держави та формуванню ефективних рішень для швидкого і безпечного відновлення інфраструктури.

Враховуючи масштаб проблем у галузі зварювання при реалізації проєктів відбудови України, учасники конференції висловили побажання в проведенні конференції аналогічного спрямування кожного наступного року 27 листопада – у день народження академіка Бориса Євгеновича Патона.

Зі збіркою тез доповідей конференції можна ознайомитись за посиланням: <https://patonpublishinghouse.com/ukr/proceedings/WRT2025>.

Олександр Зельніченко, Ірина Романова
Видавничий дім «ПАТОН»