

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 5 2024 З В А Р Ю В А Н Н Я

Avtomatychne Zvaryuvannya

Видається з 1948 р.

Published since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

- Вігілянська Н.В., Бурлаченко О.М., Грищенко О.П., Козьяков І.О., Горбань В.Ф.* Формування покриттів системи FeTi-SiC при газотермічному напиленні порошку, одержаного методом механохімічного синтезу3
- Бабінець А.А.* Використання ефекту спадковості для керування структурою наплавленого металу при електродуговому наплавленні порошковими дротами (Огляд) 11
- Головко В.В., Костін В.А., Жуков В.В.* Вплив дисперсних карбідів на кінетику структурних перетворень металу зварних швів25

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

- Качинський В.С., Allford D., Драченко М.П., Зяхор І.В., Клименко В.І., Самотрясов С.М.* Розробка технології пресового зварювання магнітокерованою дугою труб малого діаметру з використанням суперконденсаторів.....32
- Ke Liming, Stukhlyak P., Mudrichenko V.* Особливості структури покриттів з карбідів вольфраму та хрому при детонаційно-газовому напиленні з кумуляцією енергії в багатокамерному пристрої.....40
- Резнік С.А., Козулін С.М., Супрун С.О.* Удосконалення технології та обладнання для зварювання вертикальних стиків з примусовим формуванням шва48
- Фальченко Ю.В., Петрушинець Л.В., Федорчук В.Є., Костін В.А., Пузрін О.Л.* Дифузійне зварювання магнієвого сплаву MA2-1 через проміжний прошарок з титану або нікелю55

КОРОТКІ ПОВІДОМЛЕННЯ

- Кусков Ю.М., Проскудін В.М., Нетьага А.В.* Підвищення ресурсу секцій струмопідвідного кристалізатора при електрошлаковому наплавленні чавуну.....60

ІНФОРМАЦІЯ

- Розвиток контактної конденсаторної зварювання в ІЕЗ ім. Є.О. Патона.....63
- Нагорода Міжнародного інституту зварювання66
- Сертифікована якість: використання зварювального дроту в транспортній галузі67
- 77-а Щорічна асамблея Міжнародного інституту зварювання та Міжнародна конференція зі зварювання та з'єднання.....69
- VII Міжнародна конференція «Зварювання та споріднені технології WRT-2024»72

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Vigilianska N.V., Burlachenko O.M., Gryshchenko O.P., Kozjakov I.O., Gorban V.F.* Formation of coatings of the FeTi-SiC system during thermal spraying of powder produced by the method of mechanochemical synthesis3
- Babinets A.A.* Using the heredity effect for control of the structure of the deposited metal during electric arc surfacing with flux-cored wires (Review)..... 11
- Holovko V.V., Kostin V.A., Zhukov V.V.* Dispersed carbide effect on the kinetics of weld metal structural transformations25

INDUSTRIAL

- Kachynskiy V.S., Allford D., Drachenko M.P., Ziakhor I.V., Klymenko V.I., Samotryasov S.M.* Development of the technology of press welding with a magnetically implelled arc of small-diameter pipes using supercapacitors32
- Ke Liming, Stukhliak P.D., Mudrichenko V.M.* Features of the structure of coatings of tungsten and chromium carbides during detonation-gas spraying with energy accumulation in a multi-chamber device40
- Reznik S.A., Kozulin S.M., Suprun S.O.* Improvement of technology and equipment for welding vertical joints with forced seam formation.....48
- Falchenko Iu.V., Petrushynets L.V., Fedorchuk V.E., Kostin V.A., Puzrin O.L.* Diffusion welding of magnesium alloy MA2-1 through the intermediate layer of titanium or nickel55

BRIEF INFORMATION

- Kuskov Yu.M., Proskudin V.M., Netyaga A.V.* Increasing the resource of current-supplying mould at electroslog melting of cast iron60

INFORMATION

- Development of contact capacitor welding in the PWI63
- Award of the IIW66
- Certified quality: the use of welding wire in the transport industry67
- 77th IIW Annual Assembly and International Conference on Welding and Joining69
- 7th International Conference «Welding and related technologies WRT-2024»72



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, Ю.М. Ланкін,

Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,

О.В. Махненко, М.О. Пашин,

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. Перемітько,

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, 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 9 травня 2024 року,
ідентифікатор медіа R30-04566.

ISSN 3041-2374 print

ISSN 3041-234X online

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

Передплата 2025

Передплатний індекс 70031.

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

Друкована версія: 1800 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

Електронна версія: 1800 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 будь-який 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, 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, 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 09.05.2024,
carrier identifier R30-04566.

ISSN 3041-2374 print

ISSN 3041-234X online

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

Subscription 2025

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 «Автоматичне Зварювання» (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.

Підписано до друку 18.10.2024.
Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 8,6.
Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ФОРМУВАННЯ ПОКРИТТІВ СИСТЕМИ FeTi–SiC ПРИ ГАЗОТЕРМІЧНОМУ НАПИЛЕННІ ПОРОШКУ, ОДЕРЖАНОГО МЕТОДОМ МЕХАНОХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ

Н.В. Вігілянська¹, О.М. Бурлаченко¹, О.П. Грищенко¹, І.О. Козьяков¹, В.Ф. Горбань²

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

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Академіка Крижановського, 3.
E-mail: gorban1944@ukr.net

Проведено дослідження формування композиційних покриттів системи FeTi–SiC, отриманих шляхом напилення газотермічними методами: дозвуковим (плазмовим) і надзвуковим (детонаційним). В якості вихідного матеріалу для напилення використовували композиційний порошок, який отримано методом механохімічного синтезу порошкової суміші феротитану та карбіду кремнію. Вибір складу порошкової суміші феротитану та карбіду кремнію для процесу механохімічного синтезу проводили на підставі термодинамічних розрахунків зміни величин ізобарно-ізотермічних потенціалів (енергії Гіббса) реакцій в системі FeTi–SiC з вибором реакції, проходження якої з термодинамічної точки зору є найбільш сприятливою. В результаті механохімічного синтезу отримано композиційний порошок системи FeTi–(SiC, TiC, Ti₃Si₂) з аморфно-нанокристалічною структурою. В результаті плазмового та детонаційного методів напилення одержано гетерогенні композиційні покриття, які складаються з металевої матриці Fe₂Ti з рівномірно розподіленими в ній керамічними включеннями карбіду та силіциду титану та оксидними складовими. Дослідженням механічних характеристик встановлено, що одержані газотермічні покриття системи FeTi–SiC за типом структурного стану класифікуються як матеріали з мікроструктурною гетерофазною структурою. Мікротвердість покриттів складає 8,5 та 8,0 ГПа для плазмового та детонаційного покриттів, відповідно. Бібліогр. 23, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: механохімічний синтез, газотермічне напилення, композиційний порошок, покриття, механічні характеристики

Вступ. Деградація поверхні деталей, викликана впливом агресивних середовищ (абразивний знос, корозія, вплив високої температури) призводить до скорочення терміну служби обладнання в результаті виходу з ладу його компонентів [1, 2]. Підвищення ресурсу роботи обладнання може бути досягнуто шляхом створення на поверхні деталей захисного шару, стійкого до механічного, хімічного та термічного впливу. Поєднання в'язкості та пластичності металевої матриці з твердістю, корозійною, зносо- та жаростійкістю керамічних включень робить металокерамічні (керметні) матеріали перспективними для застосування в якості захисного шару і дозволяє розширити межі експлуатаційних характеристик деталей [3]. В даний час в якості металевої матриці широко використовують залізо та його сплави, а також феросплави, що забезпечують нижчу собівартість виробництва металокерамічних матеріалів [4–9]. Високі значення твердості і модуля Юнга, хороша стійкість до корозії та окислення роблять карбід кремнію перспективним кандидатом для використання в якості керамічної складової в металокерамічних матеріалах [10].

Ефективним і економічним способом отримання на поверхні деталі металокерамічного захис-

ного шару є технологія газотермічного напилення (ГТН) [11]. Основні труднощі при формуванні металокерамічних покриттів полягають у слабкому міжфазному зв'язку між керамічними включеннями і металевою матрицею, неоднорідності розподілу дисперсних керамічних включень в матриці, а також ризику міжфазної взаємодії, що призводить до утворення небажаних сполук та окрихчення покриттів [12]. Використання технології механохімічного синтезу (МХС) дозволяє отримувати композиційні порошки (КП), які можуть бути використані при ГТН захисних покриттів, з однорідною структурою [13].

Метою даної роботи було проведення досліджень процесу формування покриттів в умовах газотермічних методів напилення з використанням порошку системи FeTi–SiC, одержаного методом механохімічного синтезу, та визначенні механічних властивостей одержаних покриттів.

Матеріали та методика досліджень. В якості вихідних матеріалів для газотермічного напилення використовували композиційний порошок FeTi–SiC, який отримано методом МХС із порошків феротитану (вміст Ti – 47 мас. %; розмір частинок 63...100 мкм) і карбіду кремнію (розмір час-

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-295>, Грищенко О. П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>, Козьяков І.О. – <https://orcid.org/0009-0004-1136-996X>, Горбань В.Ф. – <https://orcid.org/0000-0001-8887-0104>

© Н.В. Вігілянська, О.М. Бурлаченко, О.П. Грищенко, І.О. Козьяков, В.Ф. Горбань, 2024

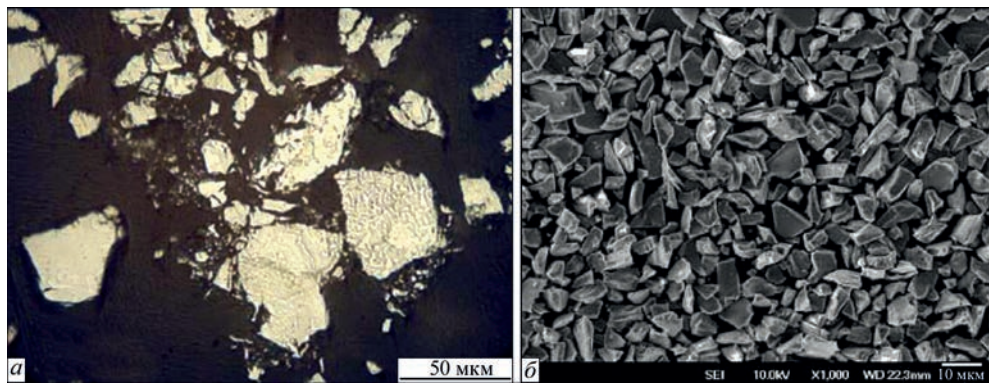


Рис. 1. Мікроструктура порошку FeTi (а) та зовнішній вигляд порошку SiC (б)

тинок ~3 мкм) (рис. 1). Мікротвердість частинок FeTi у середньому складає $3,8 \pm 1$ ГПа, частинок SiC – 30 ГПа.

Фазовий аналіз вихідних порошків показав (рис. 2), що порошок карбіду кремнію має однофазну структурну, а феротитан – двофазну структуру, яка складається з фаз FeTi та $\text{Fe}_{0,2}\text{Ti}_{0,8}$.

Процес МХС проводили в планетарному млині (Активатор-2Sl) при швидкості обертання барабанів 1500 об/хв та співвідношенні маси куль до маси порошку 10:1 в середовищі повітря протягом 5 год. Для усунення налипання оброблюваної шихти на розмольні тіла та стінки барабану, а також інтенсифікації процесу синтезу нових фаз у суміш додавали поверхнево-активну речовину – олеїнову кислоту ($\text{C}_{17}\text{H}_{33}\text{COOH}$) в кількості 0,5 мас. %.

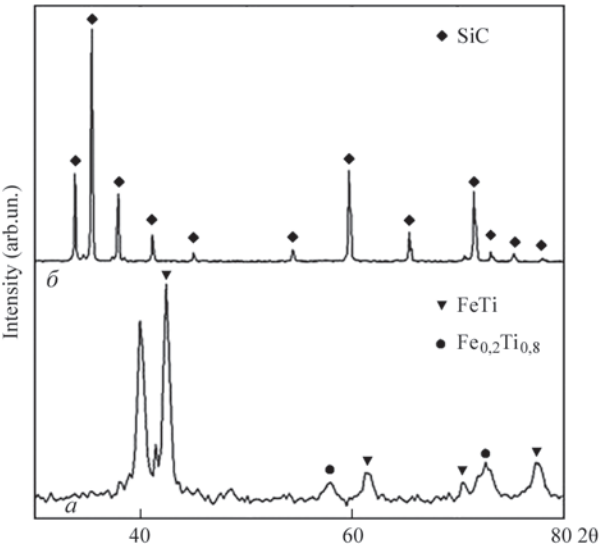


Рис. 2. Рентгенограми вихідних порошків: а – FeTi; б – SiC

Таблиця 1. Режими напilenня покриттів системи FeTi-SiC

Метод напilenня	Режим напilenня			
	Струм, А	Напруга, В	Витрата робочих газів, м³/год	Дистанція напilenня, мм
ПН	500	50	Ar – 0,7; N ₂ – 0,56	100
ДН	–	–	Пропан-бутан – 0,5; O ₂ – 1,55; Повітря – 0,65	100

Нанесення покриттів із КП FeTi-SiC проводили газотермічними методами напilenня з використанням як дозвукових, так і надзвукових високотемпературних струменів, які відрізняються за рівнем кінетичних і теплофізичних характеристик: дозвуковий метод – плазмове напilenня (ПН) та надзвуковий метод – детонаційне напilenня (ДН). Плазмове напilenня проводили на установці «УПУ-8М» з використанням у якості плазмоутворюючого газу суміші Ar-N₂. Детонаційне покриття наносили на установці «Перун-С» з використанням у якості горючого газу суміші повітря-O₂-пропан+бутан і частотою циклів 6,6 с⁻¹. Режимми напilenня наведено в табл. 1. Технологічні параметри напilenня було обрано на підставі попередніх досліджень з напilenня покриттів цими методами з композиційних порошків, одержаних методом МХС.

Дослідження КП і покриттів, які отримано з цих порошків, проводили з використанням комплексної методики, яка включала металографічний, рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) і мікродюрметричний аналіз (мікротвердомір ПМТ-3, навантаження на індентор 25 г при дослідженні порошку і 50 г при дослідженні покриттів).

Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) виконували з використанням дифрактометру ДРОН-3 в CuK_α -випромінюванні з графітовим монохроматором при кроковому переміщенні 0,1 градуса і часом експозиції в кожній точці 4 с з подальшою комп’ютерною обробкою отриманих цифрових даних. Ідентифікацію фаз проводили з використанням міжнародної бази даних ICDD PDF-2 або PDF-4. Розмір кристалітів у по-

криттях оцінювали з використанням формули Дебая-Шеррера:

$$d = \frac{K \cdot \lambda}{\beta \cdot \cos \theta},$$

де d – середній розмір областей когерентного розсіювання (доменів, кристалітів), який може бути меншим або рівним розміру зерна; K – безрозмірний коефіцієнт форми частинок (постійна Шеррера); λ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання; β – ширина рефлексу на піввисоті (у радіанах та в одиницях 2θ); θ – кут дифракції (бреггівський кут).

Визначення пористості покриттів проводили за допомогою комп'ютерної програми Image-Pro Plus.

Визначення мікроеханічних характеристик поверхні газотермічних покриттів проводили методом мікроіндентування з використанням наноіндентометра «МІКРОН-ГАММА» [19]. Значення характеристик обчислювалося автоматично за стандартом ISO 14577-1: 2015.

Метою дослідження покриттів методом мікроіндентування було:

- визначення структурного стану плазових та детонаційних покриттів, отриманих із МХС порошків FeTi–SiC;

- визначення (виходячи з даних про механічні властивості покриттів) значень критеріїв, що оцінюють поведінку покриттів в умовах процесів зношування.

Результати дослідження та їх обговорення. З метою визначення фаз, які можуть бути отримані в системі FeTi–SiC проводили оцінку зміни величини ізобарно-ізотермічного потенціалу (енергія Гіббса) ΔG_T^0 для реакцій карбиду кремнію з простими елементами (Ti, Fe). В процесі ГТН частинки порошку попадаючи в високотемпературний струмінь суттєво нагріваються, тому термодинамічні розрахунки проводили в температурному діапазоні 298...3000 K [14–16]. В системах Ti, Fe–SiC розглянуто наступні типи взаємодії (рис. 3, 4):

1. утворення суміші карбідних та силіцидних фаз титану чи заліза;
2. утворення карбиду титану, карбиду заліза та виділення вільного кремнію;
3. утворення силіцидів титану, силіцидів заліза та виділення вільного вуглецю.

Як видно для системи Ti–SiC з термодинамічної точки зору найбільше сприятливими є реакція 1 в діапазоні температур 298...2100 K та реакція 2 в діапазоні температур 2100...3000 K (рис. 3). В системі Fe–SiC найбільше сприятливими є реакція 1 в температурному діапазоні 298...680 K, реакція 2 в температурному діапазоні 1060...1180 K та

реакція 3 в температурних діапазонах 680...1020 і 1640...3000 K (рис. 4).

Таким чином в системі FeTi–SiC можливе проходження наступних реакцій:

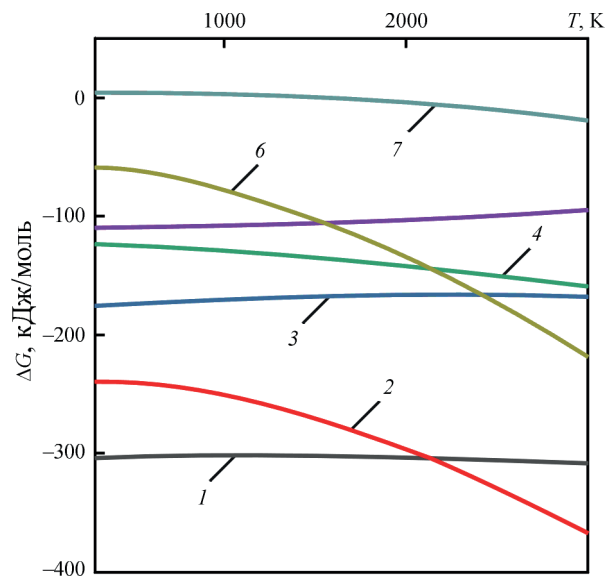
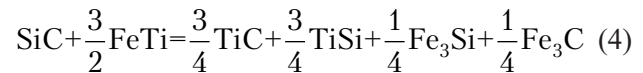
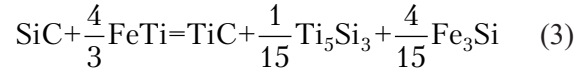
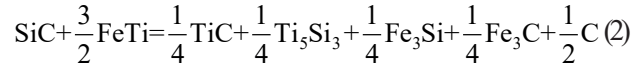
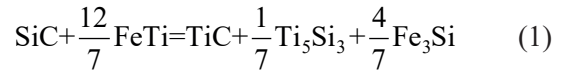


Рис. 3. Температурна залежність зміни енергії Гіббса реакції карбиду кремнію з Ti: 1 – $\text{SiC} + 8/3 \text{Ti} = 1/3 \text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{TiC}$; 2 – $\text{SiC} + 2 \text{Ti} = \text{TiC} + \text{TiSi}$; 3 – $\text{SiC} + 3/2 \text{Ti} = \text{TiC} + 1/2 \text{TiSi}_2$; 4 – $\text{SiC} + 5/3 \text{Ti} = 1/3 \text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{C}$; 5 – $\text{SiC} + \text{Ti} = \text{TiC} + \text{Si}$; 6 – $\text{SiC} + \text{Ti} = \text{TiSi} + \text{C}$; 7 – $\text{SiC} + 1/2 \text{Ti} = \text{TiSi}_2 + \text{C}$

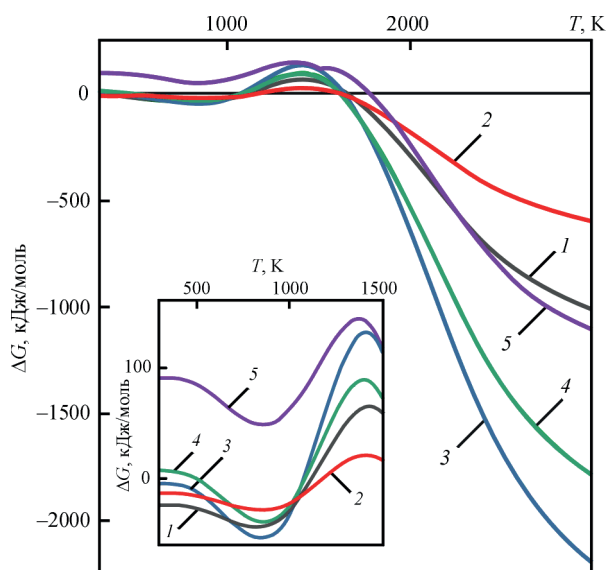


Рис. 4. Температурна залежність зміни енергії Гіббса реакції карбиду кремнію з Fe: 1 – $\text{SiC} + 3 \text{Fe} = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{C}$; 2 – $\text{SiC} + 5/3 \text{Fe} = 1/3 \text{Fe}_5\text{Si}_3 + \text{C}$; 3 – $\text{SiC} + 6 \text{Fe} = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{Fe}_3\text{C}$; 4 – $\text{SiC} + 14/3 \text{Fe} = 1/3 \text{Fe}_5\text{Si}_3 + \text{Fe}_3\text{C}$; 5 – $\text{SiC} + 3 \text{Fe} = \text{Fe}_3\text{C} + \text{Si}$

Розрахунки зміни величини ізобарно-ізотермічного потенціалу показали, що в системі FeTi-SiC з термодинамічної точки зору найбільше сприятливими є реакції 1 і 4 (рис. 5). При цьому вміст карбіду кремнію в суміші має складати 21 мас. %, тому для проведення досліджень було використано порошкову суміш складу 79FeTi-21SiC (мас. %). Кінцевий фазовий склад як продукту MXC, так і покриттів, може відрізнятися від розрахункового в зв'язку з нерівноважністю процесів MXC та газотермічного напилення (високі швидкості нагріву та охолодження), що впливає на повноту протікання реакцій вихідних компонентів.

В ході MXC порошкової суміші 79FeTi+21SiC (мас. %) відбувається подрібнення вихідних компонентів з одночасним їх перемішуванням, впровадженням в об'єм феротитану частинок карбіду кремнію з подальшим «холодним» зварюванням частинок та формуванням агломератів. В результаті MXC після 5 год обробки формується композиційний порошок з гетерогенною дрібнодисперсною структурою з середнім розміром частинок ~12 мкм (рис. 6).

На рентгенограмі отриманого КП (рис. 7) видно, що в процесі MXC відбувається розширення рентгенівських ліній з появою в діапазоні кутів $2\theta = 34...52^\circ$ «гало», що свідчить про подрібнення розміру кристалітів (до 30 нм) та часткову аморфізацію структури порошку. Аналізуючи фазовий склад КП слід зазначити відсутність на рентгенограмі дифракційних ліній, які відповідають фазі $Fe_{0.2}Ti_{0.8}$, та появу ліній, що відповідають фазам TiC та Ti_5Si_3 . Відсутність дифракційних ліній сполуки Fe_3Si , формування якої можливо згідно рівняння 1, може бути результатом появи аморфного гало, що ускладнює її

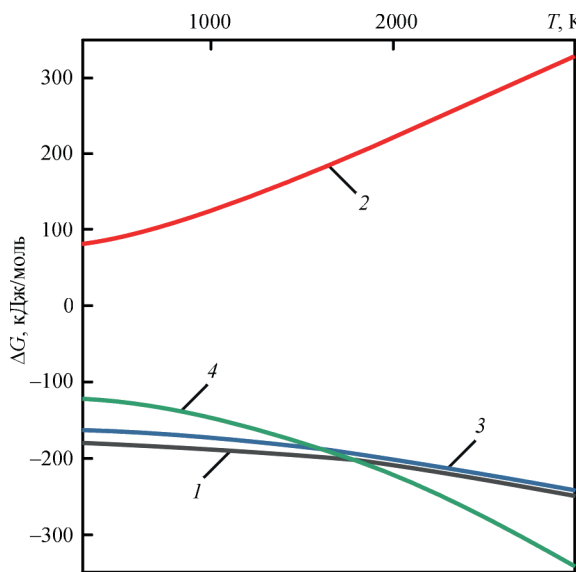


Рис. 5. Температурна залежність зміни енергії Гіббса в реакції феротитану з карбідом кремнію (номера кривих відповідають номерам реакцій FeTi+SiC)

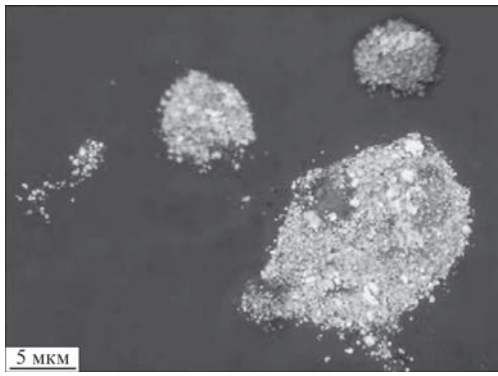


Рис. 6. Мікроструктура КП FeTi-SiC після 5 год MXC

ідентифікацію. З іншого боку для проходження механічно активованого самопоширюваного синтезу в процесі MXC величина співвідношення ентальпії до теплоємності ($\Delta H/C_p$) повинна бути більше 2000 K [17]. Розрахунки показали, що для TiC це співвідношення дорівнює 5400 K, для Ti_5Si_3 – 3100 K, а для Fe_3Si – 950 K. Виходячи з цього утворення силіциду заліза є термодинамічно менш сприятливим, ніж утворення сполук TiC та Ti_5Si_3 .

В результаті формування аморфно-нанокристалічної структури, що складається з металевої FeTi матриці з дисперсними включеннями в неї твердих фаз SiC, TiC та Ti_5Si_3 , мікротвердість частинок одержаного КП складає $8,2 \pm 1,6$ ГПа.

Однією з основних вимог для рівномірної подачі порошку в високотемпературний струмінь при ГТН є його текучість. В результаті подрібнення розміру частинок в процесі MXC відбувається збільшення питомої поверхні порошку, що в свою чергу знижує його текучість [18]. З метою надання текучості та оптимізації гранулометричного складу КП перед напиленням проводили його конгломерування 5 %-м водним розчином полівінілового спирту з подальшим подрібненням і відсівом частинок, розмір яких потрапляє у діапазон 40...80 мкм.

Рентгеноструктурним фазовим аналізом (рис. 8) встановлено, що фазовий склад напилених покриттів дещо відрізняється від складу КП FeTi-SiC, що свідчить про структурні перетворення в частинках порошку, які відбуваються

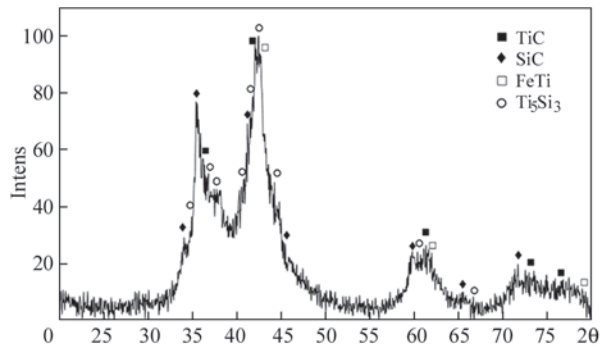


Рис. 7. Рентгенограма порошку FeTi-SiC після 5 год MXC

в процесі проходження частинок через високотемпературний струмінь та під час формування шару покриття. Ступінь аморфності покриттів знижується відносно КП та збільшується розмір кристалітів до 140 та 70 нм для плазових та детонаційних покриттів, відповідно. Відсутність на рентгенограмах фази SiC також свідчить про протікання процесів фазових перетворень при напыленні. Окрім фаз TiC та Ti_5Si_3 , які наявні у фазовому складі КП, в покриттях внаслідок фазових перетворень утворюється фаза Fe_2Ti замість FeTi, а у випадку плазового напылення у покритті утворюється фаза Гейслера Fe_2TiSi . Під час перебування частинок КП в високотемпературному струмені при напыленні відбувається їх взаємодія з киснем повітря та окислення складових КП, внаслідок чого в покриттях формуються оксидні фази: псевдобрукіт Fe_2TiO_5 та оксид заліза Fe_3O_4 у випадку плазового напылення (рис. 8, а), ульвошпінель Fe_2TiO_4 та оксид титану TiO_2 у випадку детонаційного напылення (рис. 8, б).

В результаті плазового напылення формуються покриття з гетерогенною структурою та виразністю структурних складових (рис. 9, а). В структурі плазового покриття виявлено дефекти у вигляді несучільностей та викришувань різної форми та розміру, кількість яких в покритті складає ~13 об. %. Розмір дефектів лежить в межах від 10 до 50 мкм та їх розміщення по перерізу покриття нерівномірне. Наявність в покритті дефектів у вигляді несучільностей є наслідком недостатньої теплової та кінетичної енергії частинок при напыленні, що призводить до зниження ударної консолідації та ступеню деформації частинок при формуванні шару, від яких залежить щільність покриття. Розмір дефектів до 50 мкм свідчить про наявність в порошках після проходження через плазовий струмінь частинок конгломератного типу, які утворюються внаслідок коагуляції та спалення частинок конгломерованого порошку. Такі частинки не проходять стадію плавлення та не деформуються при формуванні шару по-

криття, в зв'язку з чим частинки не фіксуються в покритті внаслідок відсутності міцного з'єднання напылених частинок між собою. Внаслідок цього формуються покриття з низькою когезійною міцністю та при виготовленні мікрошліфів в покриттях утворюються дефекти у вигляді викришувань. Досягти зниження вірогідності появи таких дефектів у покритті можливо за допомогою проведення оптимізації процесу плазового напылення композиційного порошку FeTi–SiC шляхом зміни технологічних параметрів плазового напылення.

В результаті детонаційного напылення КП FeTi–SiC формується покриття з тонколамельною гетерогенною структурою. В покритті в невеликій кількості присутні не повністю деформовані частинки. Оксиди в покритті мають вигляд тонких ламелей, розташованих рівномірно по всьому перерізу покриття. Пористість покриття складає ~ 5 %. Відсутність в детонаційному покритті дефектів, наявних в плазових покриттях, пояснюється більш високою швидкістю витіку газу в процесі напылення та, відповідно, більш високою швидкістю частинок, що напылюються, яка може сягати ~ 800 м/с, тоді як при плазовому напыленні максимальна швидкість частинок може сягати 200 м/с. Тому частинки при детонаційному напыленні набувають більш високої кінетичної енергії, що збільшує ступінь їх деформації при формуванні шару, завдяки чому формуються щільні покриття.

Мікротвердість покриттів складає $8,5 \pm 2,5$ ГПа при плазовому напыленні та 8 ± 2 ГПа при детонаційному. Великий розкид значень виміряної мікротвердості (6...11 ГПа для плазового покриття та 6...10 ГПа для детонаційного покриття) пояснюється гетерогенністю структури покриттів, які складаються з металевої складової, карбідних, силіцидних та оксидних фаз. Підвищення мікротвердості плазового покриття відносно КП пов'язано з утворенням в покритті фази Fe_2TiSi , твердість якої може сягати від 19 до 30 ГПа [20, 21]. Деяке зниження мікротвердості детонаційного покриття відносно КП пов'язано з утворенням суттєвої

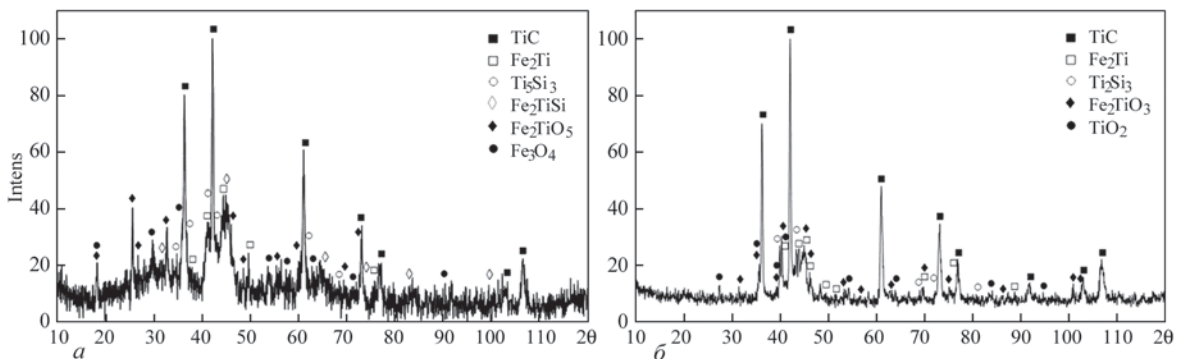


Рис. 8. Рентгенограми покриттів з КП FeTi–SiC, одержаних методом плазового (а) та детонаційного (б) напылення

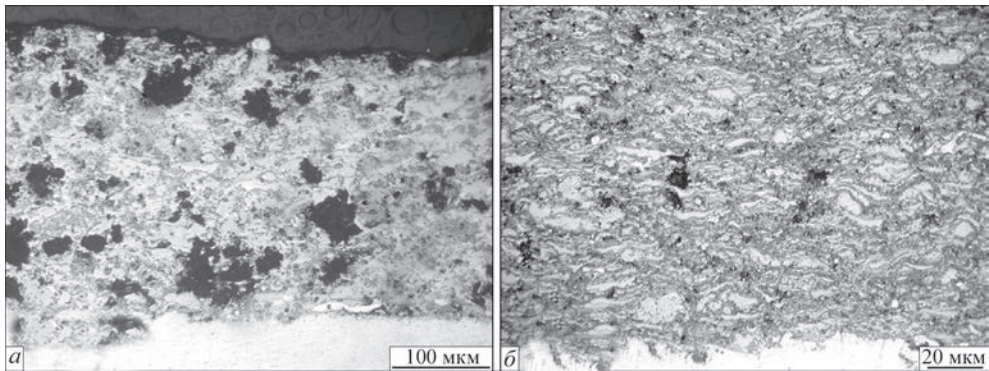


Рис. 9. Мікроструктура композиційних покриттів FeTi–SiC, які отримано методами плазмового (а) та детонаційного (б) напilenня

Таблиця 2. Механічні властивості газотермічних покриттів FeTi–SiC

Метод напilenня	Механічні характеристики							
	H_{IT} , ГПа	$E \pm \%$, ГПа	E^* , ГПа	ϵ_{es} , %	σ_{es} , ГПа	H_{IT}/E^*	H_{IT}^3/E^{*2}	H_{IT}^2/E^*
ПН	6±02	102±2,3	98	1,87	1,84	0,061	0,022	0,37
ДН	5,2±0,5	93±10	89,2	1,78	1,65	0,058	0,018	0,32

кількості оксидних фаз в покритті, яке відбувається внаслідок окислення складових порошку в процесі напilenня.

В результаті проведених досліджень методом мікроіндентування отримано низку характеристик механічних властивостей зовнішнього шару плазмових та детонаційних покриттів FeTi–SiC:

H_{IT} – твердість матеріалу при індентуванні, ГПа;

E – модуль пружності, ГПа;

E^* – ефективний (контактний) модуль пружності, ГПа;

ϵ_{es} – відносна позаконтактна пружна деформація, %;

σ_{es} – напруження позаконтактної пружної деформації, ГПа;

H_{IT}/E^* – показник переходу від пружних деформацій до руйнування чи нормована твердість;

H_{IT}^3/E^{*2} – показник опору пластичній деформації;

H_{IT}^2/E^* – параметр пружного відновлення, тобто здатність матеріалу поглинати енергію деформації.

Результати мікроіндентування покриттів наведено у табл. 2.

Аналіз отриманих даних свідчить, що за основними показниками механічних характеристик покриття, отримане детонаційним напilenням, дещо поступається покриттю, отриманому плазмовим напilenням, що пов'язано з більшим вмістом оксидних складових в детонаційних покриттях. Слід зазначити, що різниця у значеннях мікротвердості та твердості, отриманої при мікроіндентуванні (нанотвердість), пояснюється різницею в методиках вимірювань. Навантаження при мікроіндентуванні значно менше і тому відбитки обмежуються площею однієї деформованої час-

тинки та відображають її властивості. Тоді як результати вимірювання мікротвердості відображають усереднене значення покриття.

Відповідно до методу оцінки структурного стану матеріалу з використанням залежності значення твердості (H_{IT}) від величини відносної позаконтактної пружної деформації (ϵ_{es}), запропонованого авторами роботи [22], покриття FeTi–SiC, отримані як плазмовим, так і детонаційним напilenням, відносяться до групи мікрокристалічних матеріалів з гетерофазною структурою.

За показниками H_{IT}/E^* , H_{IT}^2/E^* , H_{IT}^3/E^{*2} , які використовуються в якості критеріїв зносостійкості зміцнюючих покриттів [23], детонаційне покриття поступається плазмовому покриттю в 1,1...1,2 рази. Виходячи з цього слід очікувати, що в умовах тертя ковзання покриття FeTi–SiC, отримане методом плазмового напilenня, матиме більш високу зносостійкість, ніж покриття того ж складу, отримане детонаційним напilenням.

Висновки

На підставі термодинамічних розрахунків реакцій між феротитаном і карбідом кремнію встановлено найбільш сприятливу реакцію з точки зору взаємодії компонентів та визначено склад суміші порошків вихідних компонентів для одержання композиційного порошку методом механохімічного синтезу, при якому вміст карбіду кремнію складає 21 мас. %. Встановлено, що в процесі механохімічного синтезу формується композиційний порошок з аморфно-нанокристалічною структурою, фазовий склад якого внаслідок нерівноважності процесу МХС дещо відрізняється від розрахункового та складається з металевої FeTi матриці

з дисперсними включеннями в неї твердих фаз SiC, TiC та Ti_5Si_3 . Мікротвердість частинок складає $8,2 \pm 1,6$ ГПа.

В результаті газотермічного напилення одержано покриття з гетерогенною структурою, які складаються з металеві матриці Fe_2Ti з керамічними включеннями карбіду (TiC) та силіциду титану (Ti_5Si_3) та оксидних фаз: Fe_2TiO_5 та Fe_3O_4 у випадку плазмового методу напилення, Fe_2TiO_4 та TiO_2 у випадку детонаційного методу напилення.

Встановлено, що при використанні детонаційного методу напилення порошку FeTi–SiC формуються більш щільні покриття з пористістю $\sim 5\%$, тоді як при плазмовому напиленні кількість дефектів у вигляді несучільностей та викришувань складає $\sim 13\%$, що пов'язано з невисокою когезійною міцністю покриття. В свою чергу детонаційні покриття мають дещо нижчі значення мікротвердості та показників механічних характеристик (в 1,1...1,2 рази).

За допомогою методу мікроіндентування встановлено, що за своїм структурним станом одержані покриття системи FeTi–SiC відносяться до групи мікрокристалічних матеріалів з гетерофазною структурою за показниками твердості та величини відносної позаконтактної пружної деформації, які складають $H_{IT} = 6$ ГПа, $\epsilon_{es} = 1,87\%$ для покриттів, одержаних плазмовим методом напилення, та $H_{IT} = 5,2$ ГПа, $\epsilon_{es} = 1,78\%$ для покриттів, одержаних детонаційним методом напилення.

Список літератури

- Wen, E., Song, R., Cai, C. (2019) Study of the three-body impact abrasive wear behaviour of a low alloy steel reinforced with niobium. *J. of Manufacturing Processes*, **46**, 185–193. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.08.026>.
- Askari, M., Aliofkhazraei, M., Afroukhteh, S. (2019) A comprehensive review on internal corrosion and cracking of oil and gas pipelines. *J. of Natural Gas Science and Engineering*, **71**, 102971. <https://doi.org/10.1016/j.jngse.2019.102971>.
- Dadbakhsh, S., Mertens, R., Hao, L. et al. (2019) Selective Laser Melting to Manufacture «In Situ» Metal Matrix Composites: A Review. *Adv. Eng. Mater.*, **21**, 1801244. <https://doi.org/10.1002/adem.201801244>.
- Xiao, M., Zhang, Y., Wu, Y. et al. (2021) Preparation, mechanical properties and enhanced wear resistance of TiC–Fe composite cermet coating. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, **101**, 105672. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105672>.
- Wang, B.G., Wang, G.D., Misra, R.D.K. et al. (2021) Increased hot-formability and grain-refinement by dynamic recrystallization of ferrite in an in situ TiB_2 reinforced steel matrix composite. *Materials Science and Engineering: A*, **812**, 141100. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141100>.
- Tan, H., Luo, Z., Li, Y. et al. (2015) Effect of strengthening particles on the dry sliding wear behavior of Al_2O_3 – M_7C_3 /Fe metal matrix composite coatings produced by laser cladding. *Wear*, **324–325**, 36–44. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.11.023>.
- Chen, H., Lu, Y., Sun, Y. et al. (2020) Coarse TiC particles reinforced H13 steel matrix composites produced by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, **395**, 125867. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125867>.

- Jam, A., Nikzad, L., Razavi, M. (2017) TiC-based cermet prepared by high-energy ball-milling and reactive spark plasma sintering. *Ceramics International*, **43**(2), 2448–2455. [doi:10.1016/j.ceramint.2016.11.039](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.11.039).
- Wang, Z., Lin, T., He, X. et al. (2015) Microstructure and properties of TiC-high manganese steel cermet prepared by different sintering processes. *J. of Alloys and Compounds*, **650**, 918–924. [doi:10.1016/j.jallcom.2015.08.047](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.047).
- Bansal, N.P. (2005) Handbook of ceramic Composites, Springer eBooks. <https://doi.org/10.1007/b104068>.
- Wang, S., Ma, C., Walsh, F.C. (2020) Alternative tribological coatings to electrodeposited hard chromium: a critical review. *Transactions of the Institute of Metal Finishing*, **98**(4), 173–185. <https://doi.org/10.1080/00202967.2020.1776962>.
- Kübarssepp, J., Juhani, K. (2020) Cermets with Fe-alloy binder: A review. *International J. of Refractory & Hard Metals*, **92**, 105290. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105290>.
- Burlachenko, O., Vigilianska, N., Senderowski, C. (2024) Cermet powders based on TiAl intermetallic for thermal spraying. *Materials Science Forum*, **1113**, 77–85. <https://doi.org/10.4028/p-7ris3b>.
- Самсонов, Г.В., Виницкий, И.М. (1976) *Тугоплавкие соединения (справочник)*. Москва, Металлургия.
- Barin, I. (1995) *Thermochemical data of pure substances*. <https://doi.org/10.1002/9783527619825>.
- Итин, В.И., Найброденко, Ю.С. (1989) *Высокотемпературный синтез интерметаллидных соединений*. Томск, Издательство Томского университета.
- Solonin, Yu.M. et al. (2021) High-Energy mechanical grinding to produce Cr_7AlC and Ti_7AlC Max phases. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **60**(5–6), 259–267. <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00236-y>.
- Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, O.M. et al. (2021) Composite powders based on FeMoNiCrB amorphizing alloy with. *The Paton Welding J.* **11**, 44–53. <https://doi.org/10.37434/as2021.11.08>.
- Firstov, S.O., Gorban, V.F. and Pechkovsky, E.P. (2010) New Methodological Opportunities of Modern Materials Mechanical Properties Definition by the Automatic Indentation Method. *Nauka Ta Innovacii*, **6**(5), 7–18. <https://doi.org/10.15407/scin6.05.07>.
- Mouchou, S. et al. (2023) Temperature dependence of the mechanical properties of Heusler Fe_2TiSi and Fe_2TiSn using the Quasi-Harmonic Approximation, Computational Condensed Matter, **37**, e00852. <https://doi.org/10.1016/j.cocom.2023.e00852>.
- Everhart, W., Newkirk, J.W. (2019b) Mechanical properties of Heusler alloys, *Heliyon*, **5**(5), e01578. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2019.e01578>.
- Фирстов, С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. (2009) *Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов*. Логос, Киев, Украина.
- Leyland, A., Matthews, A. (2000) On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour, *Wear*, **246**(1–2), 1–11. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00488-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00488-9).

References

- Wen, E., Song, R., Cai, C. (2019) Study of the three-body impact abrasive wear behaviour of a low alloy steel reinforced with niobium. *J. of Manufacturing Processes*, **46**, 185–193. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.08.026>.
- Askari, M., Aliofkhazraei, M., Afroukhteh, S. (2019) A comprehensive review on internal corrosion and cracking of oil and gas pipelines. *J. of Natural Gas Sci. and Engin.*, **71**, 102971. <https://doi.org/10.1016/j.jngse.2019.102971>.
- Dadbakhsh, S., Mertens, R., Hao, L. et al. (2019) Selective laser melting to manufacture «in situ» metal matrix composites: A review. *Adv. Eng. Mater.*, **21**, 1801244. <https://doi.org/10.1002/adem.201801244>.
- Xiao, M., Zhang, Y., Wu, Y. et al. (2021) Preparation, mechanical properties and enhanced wear resistance of TiC–Fe composite cermet coating. *Int. J. of Refractory Metals*

- and Hard Materials, **101**, 105672. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105672>.
5. Wang, B.G., Wang, G.D., Misra, R.D.K. et al. (2021) Increased hot-formability and grain-refinement by dynamic recrystallization of ferrite in an in situ TiB_2 reinforced steel matrix composite. *Mater. Sci. and Engin.: A*, **812**, 141100. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141100>.
 6. Tan, H., Luo, Z., Li, Y. et al. (2015) Effect of strengthening particles on the dry sliding wear behavior of Al_2O_3 - M_2C /Fe metal matrix composite coatings produced by laser cladding. *Wear*, **324–325**, 36–44. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.11.023>.
 7. Chen, H., Lu, Y., Sun, Y. et al. (2020) Coarse TiC particles reinforced H13 steel matrix composites produced by laser cladding. *Surf. and Coat. Technol.*, **395**, 125867. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125867>.
 8. Jam, A., Nikzad, L., Razavi, M. (2017) TiC-based cermet prepared by high-energy ball-milling and reactive spark plasma sintering. *Ceramics Intern.*, **43(2)**, 2448–2455. doi:10.1016/j.ceramint.2016.11.039.
 9. Wang, Z., Lin, T., He, X. et al. (2015) Microstructure and properties of TiC-high manganese steel cermet prepared by different sintering processes. *J. Alloys Compd.*, **650**, 918–924. doi:10.1016/j.jallcom.2015.08.047.
 10. Bansal, N.P. (2005) *Handbook of Ceramic Composites*, Springer. <https://doi.org/10.1007/b104068>.
 11. Wang, S., Ma, C., Walsh, F.C. (2020) Alternative tribological coatings to electrodeposited hard chromium: A critical review. *Transact. of the Institute of Metal Finishing*, **98(4)**, 173–185. <https://doi.org/10.1080/00202967.2020.1776962>.
 12. Kübarsepp, J., Juhani, K. (2020) Cermets with Fe-alloy binder: A review. *Int. J. of Refractory & Hard Metals*, **92**, 105290. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105290>.
 13. Burlachenko, O., Vigilianska, N., Senderowski, C. (2024) Cermet powders based on TiAl intermetallic for thermal spraying. *Mat. Sci. Forum*, **1113**, 77–85. <https://doi.org/10.4028/p-7ris3b>.
 14. Samsonov, G.V., Vinitiskij, I.M. (1976) *Refractory joints (Refer. book)*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 15. Barin, I. (1995) *Thermochemical data of pure substances*. <https://doi.org/10.1002/9783527619825>.
 16. Itin, V.I., Najborodenco, Yu.S. (1989) *High-temperature synthesis of intermetallics*. Tomsk, Izd-vo Tomskogo Universiteta [in Russian].
 17. Solonin, Yu.M. et al. (2021) High-Energy mechanical grinding to produce Cr_3AlC and Ti_3AlC Max phases. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **60(5–6)**, 259–267. <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00236-y>.
 18. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, O.M. et al. (2021) Composite powders based on FeMoNiCrB amorphizing alloy with addition of strengthening phases. *The Paton Welding J.* **11**, 44–53. <https://doi.org/10.37434/as2021.11.08>.
 19. Firstov, S.O., Gorban, V.F. and Pechkovsky, E.P. (2010) New methodological opportunities of modern materials mechanical properties definition by the automatic indentation method. *Nauka ta Innovacii*, **6(5)**, 7–18. <https://doi.org/10.15407/scin6.05.07>.
 20. Mouchou, S. et al. (2023) Temperature dependence of the mechanical properties of Heusler Fe_2TiSi and Fe_2TiSn using the Quasi-Harmonic Approximation. *Computational Condensed Matter*, **37**, e00852. <https://doi.org/10.1016/j.cocom.2023.e00852>.
 21. Everhart, W., Newkirk, J.W. (2019b) Mechanical properties of Heusler alloys, *Heliyon*, **5(5)**, e01578. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2019.e01578>.
 22. Firstov, S.A., Gorban, V.F., Pechkovsky, E.P. (2009) New procedure of treatment and analysis of results of automatic indentation of materials. Logos, Kyiv, Ukraine [in Russian].
 23. Leyland, A., Matthews, A. (2000) On the significance of the H/E ratio in wear control: A nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour, *Wear*, **246(1–2)**, 1–11. [https://doi.org/10.1016/s0043-1648\(00\)00488-9](https://doi.org/10.1016/s0043-1648(00)00488-9).

FORMATION OF COATINGS OF THE FETI-SiC SYSTEM DURING TERMAL SPRAYING OF POWDER PRODUCED BY THE METHOD OF MECHANOCHEMICAL SYNTHESIS

N.V. Vigilianska¹, O.M. Burlachenko¹, O.P. Gryshchenko¹, I.O. Koziakov¹, V.F. Gorban²

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

E-mail: pewinataliya@gmail.com

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

E-mail: gorban1944@ukr.net

The study of the formation of composite coatings of the FeTi-SiC system, obtained by spraying by thermal spray methods: subsonic (plasma) and supersonic (detonation), was carried out. Composite powder, which was produced by the method of mechanochemical synthesis of ferrotitanium and silicon carbide powder mixture, was used as the feedstock for spraying. Selection of the composition of powder mixture of ferrotitanium and silicon carbide for the process of mechanochemical synthesis was carried out on the basis of thermodynamic calculations of changes in the values of isobaric-isothermal potentials (Gibbs energy) of reactions in the FeTi-SiC system with selection of the reaction whose passage is the most favorable from a thermodynamic point of view. As a result of mechanochemical synthesis, a composite powder of FeTi-(SiC, TiC, Ti_3Si_3) system with an amorphous-nanocrystalline structure was obtained. Heterogeneous composite coatings consisting of an Fe_2Ti metal matrix with uniformly distributed ceramic inclusions of titanium carbide and silicide and oxide components were produced by plasma and detonation spraying methods. By studying the mechanical characteristics, it was established that the produced thermal spray coatings of FeTi-SiC system are classified as materials with a microcrystalline heterophase structure by the type of structural state. The microhardness of the coatings is 8.5 GPa and 8.0 GPa for plasma and detonation coatings, respectively. 23 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

Keywords: mechanochemical synthesis, thermal spray, composite powder, coating, mechanical properties

Отримано 26.06.2024

Отримано у переглянутому вигляді 01.08.2024

Прийнято 16.10.2024

ВИКОРИСТАННЯ ЕФЕКТУ СПАДКОВОСТІ ДЛЯ КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ПРИ ЕЛЕКТРОДУГОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ПОРОШКОВИМИ ДРОТАМИ (Огляд)

А.А. Бабінець

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

Розглянуто сучасні погляди на зв'язок структури та властивостей у сталях і сплавах. Показано, що перспективним методом впливу на структуру і властивості наплавленого металу є використання ефекту спадковості – передачі властивостей від вихідних шихтових матеріалів до готових виробів. Наведено докладну класифікацію видів спадковості згідно з її проявами у сталях і сплавах, які можна розділити на три основні взаємопов'язані групи: металургійні, структурні та технологічні. Показано, що з точки зору впливу вихідних матеріалів на структуру та властивості готових деталей, спадковість може бути як позитивною, так і негативною. Визначено та описано основні фактори, які впливають на ступінь прояву ефекту структурної спадковості в сталях і сплавах. До таких факторів належать: хімічний склад і ступінь легуваності хімічними елементами; ступінь дефектності вихідної структури; розмір, форма та структура вихідних шихтових матеріалів; використання модифікуючих добавок або зовнішніх фізичних впливів. Описано основні проблеми та перспективи використання ефекту спадковості при електродуговому наплавленні. Визначено основні напрямки, які дозволять керувати структурою та властивостями наплавленого металу, впливаючи на ступінь прояву в ньому ефекту спадковості. Найперспективнішими є методи керування шляхом зміни вихідних параметрів наплавних матеріалів, а також регулювання тепловкладенням шляхом технологічних або фізичних впливів. Використання ефекту спадковості при різних способах наплавлення може забезпечити значний ефект за рахунок отримання оптимальної структури наплавленого металу та відсутності в ньому шкідливих домішок. Бібліогр. 38, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: дугове наплавлення, наплавлений метал, порошковий дріт, спадковість, структура, експлуатаційні властивості

Вступ. Головним завданням, яке необхідно вирішувати при зносостійкому електродуговому наплавленні, є розробка таких матеріалів і технологій, які будуть забезпечувати заданий хімічний склад, структуру, високу якість та інші необхідні властивості наплавленого металу. Найчастіше, з урахуванням умов експлуатації конкретних деталей, цього досягають за рахунок комплексного легування наплавленого металу такими елементами як Cr, Mo, W, V, Ti, які у вигляді феросплавів або інших компонентів вводять до складу шихти порошкових електродних або присадкових матеріалів для наплавлення [1, 2]. Проте на сьогодні технічні та економічні можливості підвищення експлуатаційних властивостей наплавленого металу завдяки такому підходу практично вичерпано.

Керувати структурою та властивостями наплавленого металу також можна за рахунок різних фізичних, хімічних і технологічних дій, наприклад шляхом його модифікування та мікролегування [3]. Але вплив модифікуючих і мікролегуєвих елементів досить складний, особливо при застосуванні комплексних добавок. При цьому вони можуть одночасно як сприяти поліпшенню пев-

них властивостей наплавленого металу, так і утворювати небажані включення, які можуть стати зародками тріщин або інших дефектів.

Відомо, що структурою та властивостями металу можна керувати за рахунок ефекту структурної спадковості, тобто передачі та збереження структури (наприклад, дрібнозернистої) від вихідних шихтових матеріалів структурі готових деталей, що призводить до підвищення їх експлуатаційних властивостей [4].

Такий підхід, наприклад, застосовують у металургійному виробництві. При цьому в наплавному (зварювальному) виробництві ефект структурної спадковості майже не використовується. При вивченні закономірностей формування та зміни структури наплавленого металу основна увага, як правило, приділяється впливу на них вмісту легуючих елементів і термічного циклу наплавлення. Практично не дослідженим є вплив вихідної структури електродних або присадкових матеріалів на структуру наплавленого металу. Водночас такий зв'язок у системі «вихідний матеріал для наплавлення – зварювальна ванна – наплавлений метал» беззаперечно існує [4, 5].

Основні проблеми використання ефекту структурної спадковості при різних способах напла-

лення, в першу чергу електродугових, очевидно пов'язані з особливостями, які притаманні цим способам і відрізняють їх від металургійних процесів [4]:

- кристалізація наплавленого металу відбувається на твердій підкладці, яка частково переплавляється, а, отже, її вихідний хімічний склад і структура впливають на структуру та властивості наплавленого металу;

- на відміну від металургійної печі, температурно-часові параметри зварювальної ванни не є стаціонарними; вони можуть також відрізнятися при використанні різних способів наплавлення та ними досить важко керувати.

Разом з тим, відомо про використання деяких технологічних способів керування ефектом структурної спадковості при дуговому та плазмовому методах наплавлення [4–6], у результаті чого було покращено структуру та властивості наплавленого металу.

Метою роботи є аналіз особливостей ефекту спадковості (тобто збереження ознак первинних об'єктів у вторинних) у сталях і сплавах; факторів, які на нього впливають, а також визначення перспектив і шляхів використання даного ефекту при електродуговому наплавленні деталей з метою оптимізації їх структури та експлуатаційних властивостей.

Основні поняття про зв'язок структури та властивостей і ефекту спадковості у сталях і сплавах. Широко відомо, що властивості сталей і сплавів визначаються їх структурою та особливостями її зміни внаслідок дії зовнішніх фізичних, хімічних чи технологічних факторів, до яких, безумовно, відносяться й такі процеси високотемпературної обробки, як наплавлення (зварювання) [1–6]. У загальному випадку приймається, що більш дрібнозерниста структура сталі або сплаву надає кращі властивості (фізичні, механічні, технологічні, експлуатаційні та ін.) готовим деталям.

Термін «спадковість» для металів зазвичай використовується для опису явища, при якому зберігається форма будь-яких елементів структури металу після прямого (при охолодженні) та зворотного (при нагріванні) поліморфного перетворення. Спадковість кристалографічної орієнтації забезпечується упорядкуванням перебудови однієї решітки на іншу, а відновлення форми зерна – збереженням хімічної неоднорідності (сегрегація домішок і включень по старим границям зерен) [7].

У металургії позитивний або негативний вплив вихідних шихтових матеріалів на будову розплаву, а через нього на структуру й фізико-механічні

властивості твердого металу, отримав назву «металургійна спадковість», прояви якої пов'язують зі збереженням у розплаві неметалевих фаз, газів, домішок та елементів кристалічної будови вихідного металу, зумовлених технологічною передісторією виготовлення, підготовки, плавлення, розкислення та кристалізації металу шихти [7–13].

Виходячи із різних поглядів на процеси, які стосуються явища спадковості, його можна класифікувати по-різному. Згідно з [13] спадковість – це сукупність багатьох процесів, серед яких, зокрема, можна виділити такі фізичні явища, як:

- деформаційну спадковість, яка характеризується неповним поверненням властивостей деформованого та рекристалізованого металу. Деформаційна спадковість залежить від природи металу та від його історії і проявляється незалежно від наявності поліморфного перетворення;

- фазову спадковість, яка визначається кристалографічною відповідністю дислокаційних структур фаз при поліморфному перетворенні та лежить в основі термомеханічної обробки сплавів з металів, які зазнають поліморфного перетворення (наприклад, заліза). Через це явище відбувається також накопичення дефектів при термоциклуванні;

- граничну спадковість, яка пов'язана з неповним заліковуванням дефектів на ділянках, що відповідають старим границям зерен після міграції останніх. Такий вид спадковості дуже стійкий (іноді не знімається при нагріванні навіть до передплавильних температур) і сильно залежить від впливу домішок, які входять до складу твердого розчину та виділяються у вигляді фаз.

У [14–17] наводять іншу класифікацію спадковості, що базується на проявах характерних ознак при виготовленні деталей зі сталей та сплавів. Згідно з цією класифікацією спадковість можна розділити на три основні взаємопов'язані групи: металургійну, структурну та технологічну:

1. Металургійна спадковість – це здатність литого металу зберігати структурні особливості та властивості вихідних шихтових матеріалів і рідкого металу. Вона обумовлена насамперед хімічним складом, якістю шихти, станом розплаву та умовами його обробки (температура, перемішування, флюсова обробка, розкислення, модифікування тощо). На кожному етапі виробництва у розплаві з'являються певні структурні елементи, які мають спадкові ознаки властивостей литого металу на цьому етапі.

2. Структурна спадковість спостерігається у випадках, коли при близьких хімічному складі, вмісті домішок і неметалевих включень вихід-

них матеріалів і приблизно однакових умовах охолодження розплаву затверділий метал має різну мікро- і макроструктуру. Це пояснюється збереженням у металі після фазового чи структурного перетворення певних особливостей будови його вихідної структури на різних рівнях (макроскопічному, мікро- і субмікроскопічному). Одним із видів структурної спадковості після фазового або структурного перетворення є існування в сталі хімічної неоднорідності, яка проявляється у збереженні ліквацийних ділянок, що виникають при кристалізації розплаву.

Спочатку під структурною спадковістю розуміли лише регенерацію великих зерен у попередньо нагрітій сталі. Сучасні уявлення про структурну спадковість не обмежуються чистим відновленням розмірів зерна при термічній обробці. Структурна спадковість проявляється як у вигляді відновлення розмірів зерен, так і у вигляді збереження їх орієнтації, або видозміни границі зерна у відповідності до вихідної структури [15, 16]. Це може супроводжуватися розпадом характерних структурних елементів і збереженням вихідної крупнозернистої структури, що особливо важливо для процесів високотемпературної обробки, адже може призводити до зниження механічних властивостей наплавленого металу.

3. Технологічна спадковість, яку пов'язують зі збереженням при наступних операціях виготовлення деталей особливостей будови вихідних компонентів. Вона обумовлена впливом різних технологічних факторів. Закладення певних ознак технологічної спадковості відбувається на всіх етапах плавлення, кристалізації, деформаційної, деформаційно-термічної, термічної обробки тощо. На думку автора [17], у більшості випадків саме технологічні фактори відповідають за закладення особливостей будови та проявів металургійної та структурної спадковості у сталях і сплавах.

Прикладом технологічної спадковості при наплавленні очевидно може бути вплив підготовки матеріалів і технологічних параметрів наплавлення на якість отриманих деталей: контроль вмісту газів, неметалевих включень, шкідливих домішок у наплавних матеріалах; керування тепловкладенням та умовами кристалізації; наявність додаткової зовнішньої обробки ванни розплавленого металу тощо [4].

З погляду на вплив вихідних матеріалів на структуру та властивості готових виробів, спадковість можна розглядати як позитивну, так і негативну. Прикладом позитивного впливу може бути передача дрібнозернистої структури вихідних ма-

теріалів до структури наплавленого металу або її певної видозміни, що призводить до підвищення експлуатаційних властивостей деталі. Наприклад, у [18] прикладом позитивної спадковості є утворення в перегрітій крупнозернистій сталі складної (зубчастої) форми первинних границь зерен аустеніту, що були успадковані від вихідної дрібнозернистої структури металу. Отримання, за рахунок ефекту структурної спадковості, такої складної форми зерен підвищує тріщиностійкість сталі, а також характеристики її міцності. Ще одним прикладом позитивної спадковості є підвищення ступеня захисту сталевих листів від локальних ударних навантажень значної інтенсивності внаслідок спадкового термомеханічного зміцнення, яке полягає в успадкуванні дислокаційної субструктури, сформованої в процесі попередньої високотемпературної деформації, новоутвореним у разі нагріву аустенітом, а також з подальшим гартуванням і мартенситом [19].

Негативна спадковість може проявлятися, навпаки, у збереженні або відновленні крупнозернистої початкової структури вихідних матеріалів, збереженні вмісту шкідливих домішок і т. ін., що може погіршувати властивості отриманого наплавленого металу та потребує застосування додаткових технологічних дій [9]. Умовно найпростішим способом усунення негативної структурної спадковості, яка проявляється у вигляді збереження крупнозернистої структури, є проведення термічної обробки [20]. Наприклад, у [21, 22] показано, що в середньомарганцевих сталях, залежно від режиму термообробки, може проявлятися ефект спадковості, внаслідок чого у шарах металу з малою кількістю марганцю утворюються великі феритні зерна, що призводить до зниження пластичності сталі через поширення розтріскування по границі крупнозернистої та дрібнозернистої областей. Після термообробки такої сталі при достатньо високій температурі цементит може розчинятися, утворюючи ультрадисперсні рівномірно розподілені зерна аустеніту, що підвищує пластичність сталі.

Але прояви негативної спадковості в деяких випадках термообробкою повністю усунути неможливо. У [23] досліджено випадок структурної спадковості в литій сталі типу 30X2H4МФ. Встановлено, що після високого попереднього відпуску в сталі при нагріванні утворюється дрібне зерно, яке при повторному нагріві до 1050...1150 °С замінюється великим зерном, що збігається за величиною, формою та кристалографічною орієнтацією з початковим литим зерном аустеніту. Це відновлення

пояснюється зародковим орієнтуючим впливом залишкового аустеніту, що не розпався при високому відпуску та зберігся при повторному нагріванні до температур критичного інтервалу.

У металургії негативну спадковість найчастіше усувають за рахунок застосування різних методів, таких як підготовка та вибір співвідношення компонентів шихти; оптимальний вибір технології плавлення та розливання; рафінування металу за допомогою вакуумування розплаву, електрошлакового переплаву, електромагнітного перемішування, обробки ультразвуком або електричним струмом, електрогідроімпульсної обробки, легування, модифікування та ін. [7, 14, 24].

Застосування більшості з названих способів пов'язано з певними труднощами, насамперед економічними. Дороге обладнання, високі енерговитрати, проблеми вбудовування в наявні технологічні процеси ускладнюють використання цих способів обробки розплавів у металургійному виробництві. Використання більшості з перерахованих способів усунення негативної спадковості при дугових методах наплавлення значно ускладнено.

Таким чином, спадковість – це не просто особливість перетворення у реальних кристалічних сплавах, яка проявляється у вигляді успадкування кінцевою структурою форми та розмірів їх вихідної структури, що можна виявити металографічними методами [13]. Спадковість у сталях і сплавах – це сукупність багатьох явищ, що призводить до збереження в них особливостей будови, фазово-структурного стану та властивостей вихідного матеріалу після різних технологічних впливів, які зумовлюють відповідні структурні та фазові перетворення [14–17]. Таке визначення базується на уявленні щодо реалізації можливостей закладення певних спадкових ознак (особливостей будови) у сталях і сплавах на всіх етапах технологічного процесу виготовлення деталей, у тому числі й методами дугового наплавлення.

Основні фактори, які впливають на ефект структурної спадковості в сталях і сплавах. Хімічний склад і ступінь легуваності хімічними елементами є визначними факторами, від яких залежить ступінь прояву ефекту структурної спадковості, залежно від чого сталі можна розділити на декілька груп (див. табл.), де позначка «+» означає прояв структурної спадковості, а «–» її відсутність [9].

Для появи ефекту структурної спадковості вміст вуглецю у сталі повинен бути не нижче 0,2 %. При цьому, чим більше легувана сталь такими карбідотворюючими елементами як Cr, Mo, W, V, Ti, тим

ширше температурний діапазон, при якому виникає структурна спадковість. Легування впливає на критичну швидкість нагрівання, при якій може відбуватися відновлення розмірів зерна. Наприклад, структурна спадковість добре проявляється в конструкційних легованих і високолегованих сталях (швидкорізальні, мартенситостаріючі, корозійностійкі та ін.) і при цьому мало залежить від швидкості нагрівання. Для низьковуглецевих нелегованих сталей зі звичайною ферито-перлітною структурою можливість утворення структурної спадковості практично виключена [9]. Зниження вмісту вуглецю з 0,08 до 0,008 % призводить до запобігання відновленню початкових зерен аустеніту навіть при дуже швидкому нагріванні [16].

Вплив швидкості нагрівання на процес формування зерна при нагріванні та охолодженні сталі з вихідною впорядкованою структурою наведено на рис. 1 [9]. При швидкому нагріванні (100...200 °C/хв) загартованої і невідпущеної сталі реалізується особливий кристалографічно впорядкований механізм утворення аустеніту, в результаті чого відбувається відновлення зерен вихідної структури. У міру зменшення швидкості нагрівання розвиваються процеси відпуску та нормальний, контрольований дифузією, механізм утворення аустеніту, який супроводжується подрібненням зерна. При проміжних швидкостях нагрівання (100...150 °C/хв), коли встигає пройти повний розпад мартенситу до початку $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу, структурна спадковість сталі не проявляється. При цьому $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехід збігається з рекристалізацією та зерно відразу ж виходить дрібним, тобто реалізується нормальний неупорядкований механізм рекристалізації. При досить повільному (1...2 °C/хв) нагріванні багатьох сталей аустеніт утворюється також за кристалографічно впорядкованим механізмом, у результаті чого при такому нагріванні спостерігається відновлення зерна вихідної структури, тобто різко виражена структурна спадковість.

Дефекти вихідної структури та інші структурні особливості сталей і сплавів беззаперечно впливають на виникнення ефекту спадковості, але ці залежності недостатньо вивчені. Відомо, що спадковість по відношенню до дефектів вихідної

Вплив типу сталі та швидкості її нагріву на структурну спадковість [9]

Тип сталі	Швидкість нагріву		
	Висока	Помірна	Повільна
Низьковуглецева низьколегувана	–	–	–
Легувана	+	–	+
Високолегувана	+	+	+

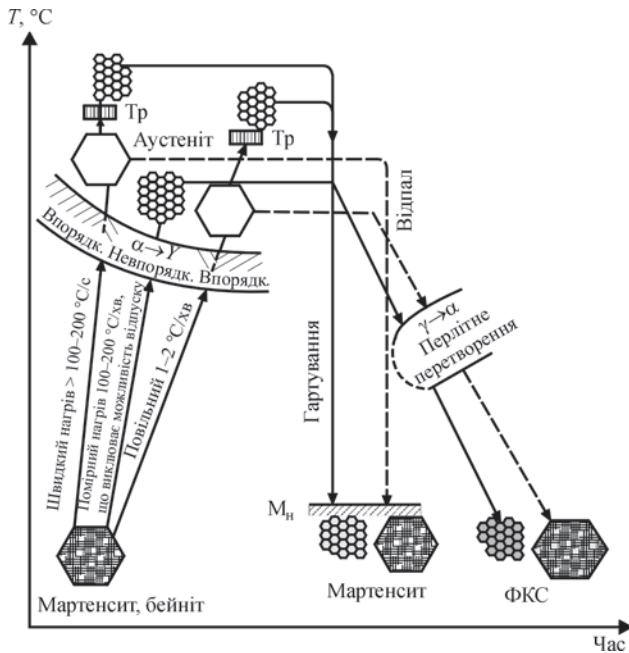


Рис. 1. Схема перекристалізації сталі з вихідною впорядкованою структурою при нагріванні та охолодженні [9]

структури залежить від характеру вихідної дефектності, особливо дислокаційної структури, а також від складу та умов термічної обробки сталі або сплаву [13, 16]. Ефект спадковості зростає та зберігається до більших значень температур при нагріванні, якщо границі зерен попередньо збагатити домішками. Цей ефект тим більше, чим більше відрізняється за своїми властивостями домішка від матриці та чим сильніша між ними взаємодія. Це підтверджується даними [25], де досліджували вплив структури шихтових матеріалів на властивості чавунних розплавів, і було визначено, що мікродомішки не тільки посилюють енергетичну нерівноцінність різних міжатомних взаємодій, а й призводять до появи відчутних структурних особливостей у твердому стані.

У металургійному виробництві про значний вплив домішок у шихті на структуру та властивості готової продукції йдеться у багатьох роботах. Використання низькосортної шихти призводить до забруднення розплаву домішками, зазвичай неконтрольованими, які помітно впливають на характер кристалізації металу. Деякі з цих домішок є стійкими та впливають на структуроутворення не тільки в процесі доменної плавки, а й за наступних перепадів, проявляючи ефект спадковості [9]. За даними [26] велике значення на прояв ефекту спадковості також мають особливості будови міжкристалічних границь у сталях і сплавах.

Застосування модифікаторів може вплинути на ступінь прояву структурної спадковості в сталях і сплавах, наприклад, підсилюючи ефект подрібнення зерна. Як було зазначено вище, одним із засобів

одержання виробів зі сталей і сплавів з дрібнозернистою, одноріднішою структурою є застосування технологій їх модифікування. Суть процесу полягає у введенні в рідкий метал спеціальних добавок (модифікаторів), які ініціюють процес гетерогенного утворення значної кількості зародків кристалізації (модифікатори I роду) або поверхнево активних добавок, які гальмують збільшення розміру зерна твердої фази під час кристалізації розплаву (модифікатори II роду).

Згідно з даними технічної літератури такими модифікаторами можуть виступати не тільки хімічні елементи або сполуки, але й матеріали, які були певним чином підготовлені, тобто змінені їх вихідні властивості. Наприклад, у якості модифікуючих добавок можливе використання добавок матеріалу того ж хімічного складу, але з високодисперсною структурою та підвищеними механічними властивостями, які були отримані завдяки швидкісній кристалізації [14, 27, 28]. Так, дослідженнями впливу таких модифікаторів встановлено суттєве підвищення дисперсності та однорідності литої структури, механічних властивостей та опору крихкому руйнуванню вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю як результат спадкового модифікування [27].

Схожі результати отримані в [28], де на прикладі сталей 45Л і Р6М5Л показано можливість цілеспрямованого підвищення дисперсності литої структури сталі при введенні в розплав дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією добавок аналогічного складу. Такі добавки зберігають у розплаві закладені в них спадкові ознаки (ближній порядок), викликають утворення значної кількості зародків кристалізації та забезпечують формування однорідної дрібнозернистої структури по всьому перерізу виливків (рис. 2). Для сталі Р6М5Л розмір зерна зменшується на 4–5 номерів у порівнянні з вихідним. Спадкове модифікування, що здійснюється таким чином, є достатньо керованим та універсальним з досить тривалою технологічною живучістю.

Таким чином, закладення потрібних спадкових елементів у компонентах вихідної шихти та спеціально структурованих модифікаторах відкриває можливість активного впливу на структуру та властивості сталей і сплавів.

Розмір (гранулометричний склад) і форма вихідних наплавних матеріалів також впливають на кінцеву структуру металу. З точки зору подрібнення його мікроструктури перспективним виглядає напрямок введення в рідкий метал добавок дрібно-, мікро- або нанорозмірних шихтових матеріалів, які, очевидно, можуть підсилювати ефект

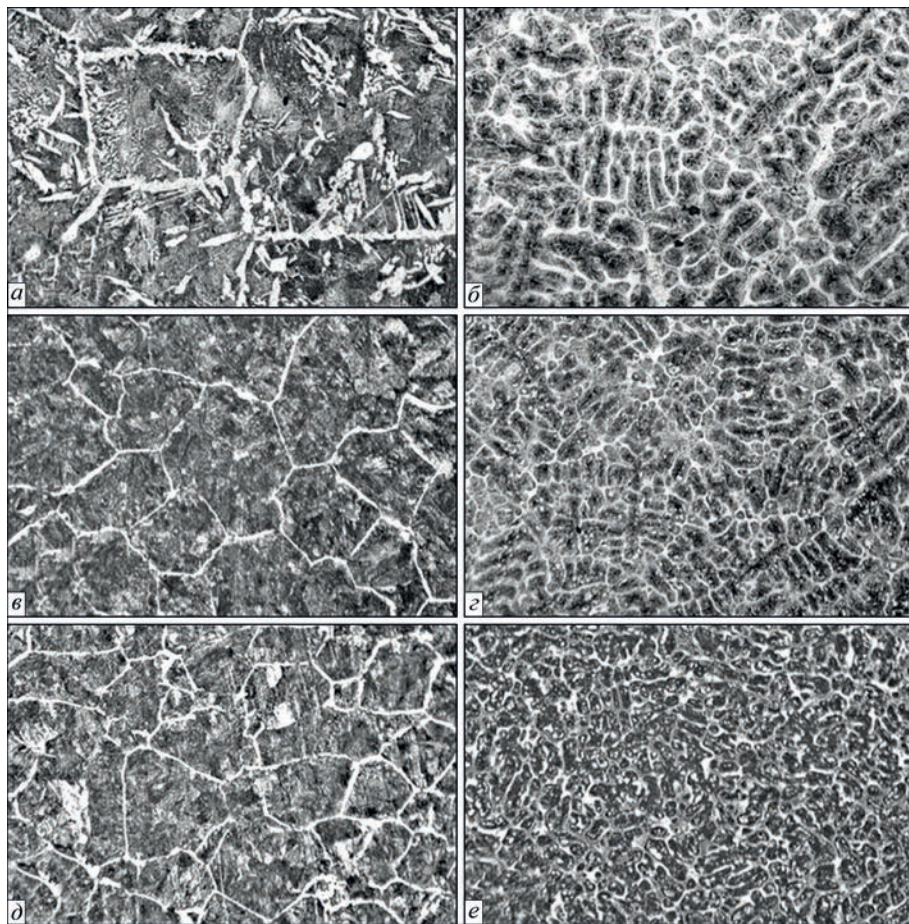


Рис. 2. Трансформація структури сталей 45Л (а, в, д) та Р6М5Л (б, г, е) у залежності від дисперсності структури модифікуючої добавки в кількості 20 % [28]: а, б – без добавки; в, г – $V_{\text{охол.}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$; е – $V_{\text{охол.}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$. $\times 100$

спадковості аналогічно до дії хімічних елементів-модифікаторів [29]. Наприклад, згідно з даними [11] одним із найімовірніших факторів, що впливають на прояв структурної спадковості, є вихідний розмір графітних включень, від якого залежить ступінь їх розчинення у розплаві.

На цей час відомі лише окремі публікації, присвячені проблемі спадковості у наплавному виробництві. Переважна більшість робіт, в яких приділяється увага процесам на етапі формування вихідних порошкових матеріалів та впливу форми та розміру їх частинок на кінцеві механічні властивості отриманих сталей і сплавів, відноситься до металургійного виробництва. Дещо узагальнено можна стверджувати, що чим менше вихідні розміри шихти, тим буде дрібніша структура металу та вищі його експлуатаційні властивості [30].

Для наплавного (зварювального) виробництва справедливим є твердження, що розмір частинок порошку шихтових матеріалів в електродних або присадкових дротах повинен відповідати певним вимогам щодо грануляції. Це впливає на такі характеристики як сипкість, плинність і т. ін. шихти, які визначають якість дозування та однорідність при заповненні дроту і, як наслідок, впливають

на стабільність процесу наплавлення та якість наплавленого металу. З практичного досвіду відомо, що, з точки зору підвищення однорідності шихти порошкових дрітків, у порошкових матеріалах, які використовуються для їх виготовлення, небажаною є наявність пилоподібної фракції з розміром частинок $< 50 \text{ мкм}$ і великих частинок з розміром, який перевищує 300 мкм .

Разом з тим, дані щодо впливу розміру частинок вихідних шихтових матеріалів на розмір кінцевої отриманої структури наплавленого металу практично відсутні. Це може бути пов'язано, у першу чергу, з високою температурою в зоні плавлення. Широко відомо, що для дугових методів наплавлення температура в стовпі дуги, через яку проходить розплавлена крапля металу, може досягати $6000 \dots 8000 \text{ }^{\circ}\text{C}$. При цьому температура самої краплі досягає $2150 \dots 2350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ [1, 2]. Очевидно, що за таких умов більша частина спадкових ознак, яку несуть вихідні шихтові матеріали, втрачається та зв'язок між властивостями первинних і вторинних об'єктів важко встановити.

Виходячи з цього, найбільшою мірою вплив структурної спадковості може проявитися при таких технологіях наплавлення, в яких наплавні

матеріали подаються в зону плавлення оминаючи найбільш високотемпературну зону і відсутній жорсткий зв'язок між струмом дуги та продуктивністю розплавлення наплавного матеріалу. Так, у [5] було досліджено вплив вихідної структури та гранулометричного складу порошків на структуру наплавленого металу типу 10P6M5, отриманого плазовим наплавленням. Присадний порошок складався з суміші дрібних (40...125 мкм) і великих (200...400 мкм) фракцій, взятих у різному співвідношенні. Встановлено, що добавка до дрібнозернистого порошку 15 % порошку великих фракцій особливих змін у структурі наплавленого металу не викликає (рис. 3, а). Збільшення вмісту порошків великої фракції (200...250 або 315...400 мкм) до 30 % призвело до подрібнення структури наплавленого металу (рис. 3, б).

При подальшому збільшенні вмісту зазначених фракцій до 45 % у наплавленому металі зберігається в основному розорієнтований характер структури, але з'являються більші дендрити, що ростуть до центрів кристалізації, в якості яких виступають великі частинки порошку (рис. 3, в). Якщо такі частинки не встигають повністю розплавитися, то вони також виступають як центри кристалізації (рис. 3, г) [5].

Наведені результати показують, що при подачі наплавного матеріалу у вигляді присадки (при плазово-порошковому наплавленні) частки порошку великого розміру (≥ 200 мкм) можуть стати додатковими центрами кристалізації. У цьому випадку їх вплив схожий на дію гранульованих порошків, які вводять в осердя порошкових дротів і використовуються у вигляді електродних або присадкових матеріалів при електродуговому наплавленні.

У [31] показано, що застосування гранульованого порошку дозволяє отримати рівномірніше заповнення порошкового дроту при електродуговому наплавленні у порівнянні зі стандартним дротом з шихтою із феросплавів. Обидва дроти забезпечували отримання наплавленого металу класу інструментальної зносостійкої сталі 35B9X3ГСФ. Зазначено, що процес наплавлення порошковим дротом із гранульованим порошком стабільний, формування наплавленого металу задовільне, пори та інші дефекти відсутні. Стійкість прокатних валків, наплавлених дослідним дротом із гранульованим порошком, дорівнювала стійкості валків, наплавлених звичайним порошковим дротом на основі феросплавів. При цьому чим менше величина зерна гранульованого порошку, тим вищий коефіцієнт заповнення дроту, що, очевидно, повинно було вплинути на зварюваль-

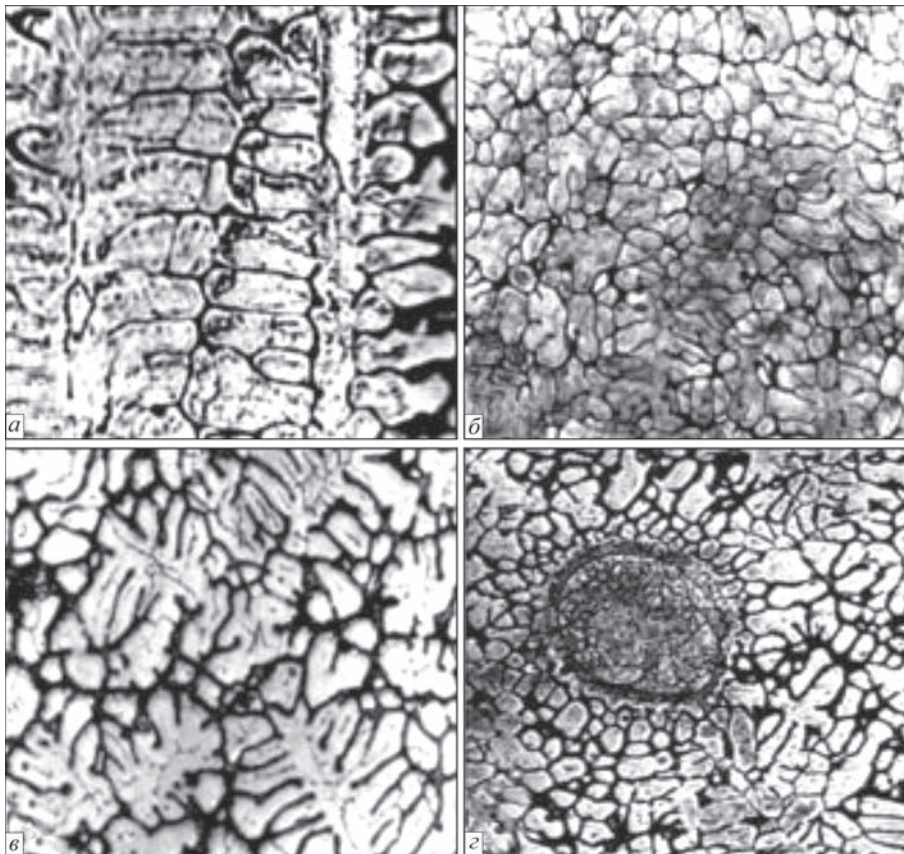


Рис. 3. Мікроструктура наплавленого металу 10P6M5, отримана при введенні порошку крупних фракцій в дрібний присадковий порошок [5]: а – вміст крупних фракцій 15 %; б – 30 %; в – 45 %; г – нерозплавлене включення. $\times 400$

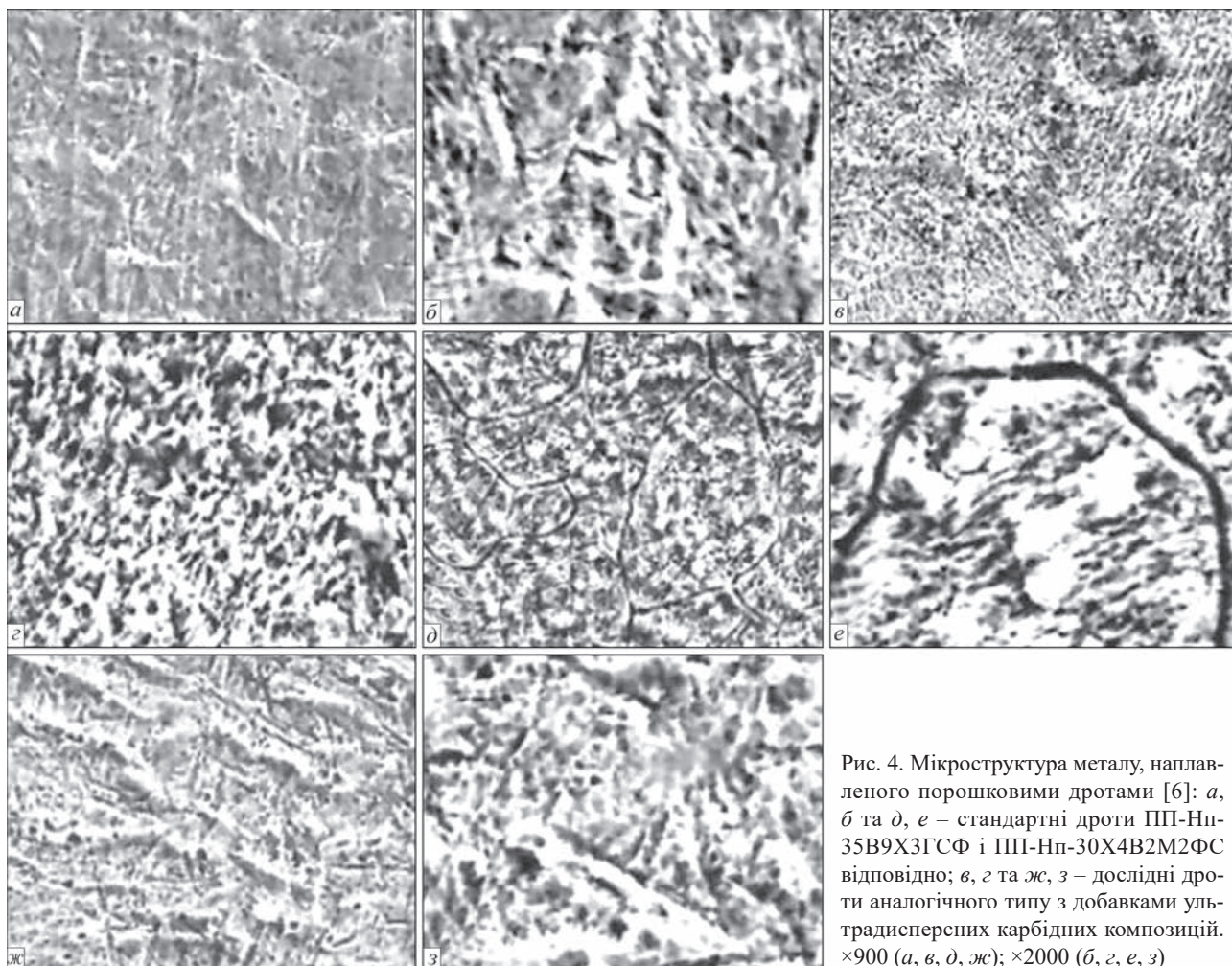


Рис. 4. Мікроструктура металу, наплавленого порошковими дротами [6]: *a*, *б* та *д*, *e* – стандартні дроти ПП-Нп-35В9Х3ГСФ і ПП-Нп-30Х4В2М2ФС відповідно; *в*, *г* та *ж*, *з* – дослідні дроти аналогічного типу з добавками ультрадисперсних карбідних композицій. $\times 900$ (*a*, *в*, *д*, *ж*); $\times 2000$ (*б*, *г*, *e*, *з*)

но-технологічні властивості порошкового дроту та на якість наплавленого металу.

Іншим прикладом використання зазначених вище підходів і деякого нівелювання впливу високотемпературної області зварювальної дуги при наплавленні може бути використання в шихті порошкових дротів ультрадисперсних композицій тугоплавких металів [6, 29, 30]. Використання таких частинок може позитивно вплинути на якість наплавленого металу та надати йому вищих експлуатаційних характеристик.

Так, у [6] було досліджено вплив ультрадисперсних карбідних композицій, які вводились у шихту порошкових електродних дротів, на властивості наплавленого металу типу інструментальних сталей 35В9Х3ГСФ і 30Х4В2М2ФС, які застосовуються при наплавленні інструментів для гарячої обробки металів тиском. Структура металу, наплавленого стандартними порошковими дротами, являє собою рейковий мартенсит (рейки витягнуті в одному напрямку) та невелику кількість залишкового аустеніту (рис. 4, *б*, *д*).

Структура металу, наплавленого дослідними порошковими дротами з добавками ультрадисперс-

них карбідних композицій, більш дисперсна та має дещо інший склад: поряд з рейковим до неї входить пластинчастий мартенсит (рис. 4, *г*, *ж*). Вміст залишкового аустеніту дещо більший, ніж у металі, наплавленому стандартним дротом. Розподіл легуючих елементів у металі, наплавленому порошковими дротами з використанням ультрадисперсних карбідних композицій, є рівномірнішим, ніж при застосуванні порошкових дротів зі стандартною шихтою [6]. Зазначені особливості використання у шихті порошкових дротів ультрадисперсних карбідних композицій позитивно вплинули на експлуатаційні властивості наплавленого металу, підвищивши його зносо- та термостійкість.

Очевидно, що змінюючи технологічні параметри процесу наплавлення можна певним чином впливати на ступінь прояву ефекту структурної спадковості. Адже відомо, що морфологія затвердіння і, як наслідок, мікроструктура наплавленого металу залежить від швидкості наплавлення, струму та напруги дуги, тобто – від погонної енергії наплавлення. Крім того, регулюючи кількість підведеного та відведеного тепла до деталі, можна контролювати форму лінії плавлення, глибину проникнення, а

отже, певною мірою хімічний склад, структуру та властивості наплавленого металу [1, 2]. Таким чином, у певних межах ступенем структурної спадковості можна керувати за допомогою способів, направлених на зміни умов кристалізації металевого розплаву, змінюючи режими наплавлення.

При цьому необхідно контролювати температуру та швидкість нагрівання та охолодження [32] і, залежно від типу металу, уникати циклічних нагрівів до високих температур. Наприклад, для швидкорізальних сталей нагрів до 1260...1280 °C і наступне загартування дає досить дрібнозернисту структуру, але після повторного нагрівання до цієї ж температури будова сталі характеризується дуже великим розміром зерен, що призводить до крихкого нафталінового зламу інструменту під час експлуатації [10].

Наприклад, для швидкорізальної сталі марки Р6М5 критичною температурою розплаву є 1500 °C (рис. 5). Розмір зерна кристалітів за умов перегріву розплаву в інтервалі 1460...1500 °C після перепау змінюється. Тобто дисперсність і однорідність вихідної структури сталі успадковується при перепаві в інтервалі докритичних температур. Підвищення ж температури розплаву вище вказаного інтервалу температур зумовлює процес докорінної структурної перебудови розплавів сталі, перехід в більш рівноважний стан у втрату певною мірою спадкових ознак вихідної шихтової заготовки [10].

Негативний приклад ефекту спадковості може виникати внаслідок повторних циклічних нагрівань при багатопрохідному зварюванні (наплавленні) жаростійких [33, 34], високоміцних [35] і нержавіючих сталей [36]. Структурна спадковість проявляється в ефекті пам'яті аустеніту, який виникає під

впливом високих швидкостей нагрівання та пікових температур зварювання або наплавлення. У результаті через те, що аустеніт не може рекристалізуватися, відновлюється початкова крупнозерниста структура, що призводить до підвищення крихкості та зниження в'язкості в зоні повторно нагрітих ділянок металу. Для уникнення цього ефекту рекомендується контролювати погонну енергію зварювання (наплавлення) на рівні 8 кДж/см [35].

На прикладі сталі Р6М5Л досліджено вплив одно-, дво- і триразового перепавів на трансформацію литої структури вихідного шихтового металу [10, 12]. Встановлено, що при наступних перепавах розмір зерна литої структури сталей з кожним перепавом закономірно збільшується, найсуттєвіше після трьох перепавів. Зерно сталі Р6М5Л після триразового перепавлення зростає в середньому на 4–5 номерів порівняно із зерном вихідних структурних станів заготовок (рис. 6). Разом з тим, при суттєвому збільшенні швидкості охолодження (700 °C/хв) при кристалізації шихтових заготовок пропорційно зростає закладений ступінь нерівноважності вихідних структур сталей. І при наступних перепавах високий ступінь нерівноважності швидко охолоджених вихідних сталей зберігається порівняно зі сталями нормального охолодження, що свідчить про високу стабільність закладених при первинній кристалізації спадкових ознак структур вихідних заготовок [12].

Застосування різних методів зовнішніх фізичних впливів є ще одним фактором, який може впливати на ефект структурної спадковості. Так, при дослідженні впливу електрогідроімпульсної обробки (ЕГІО) металевого розплаву на структурну спадковість високохромистих зносостійких ча-

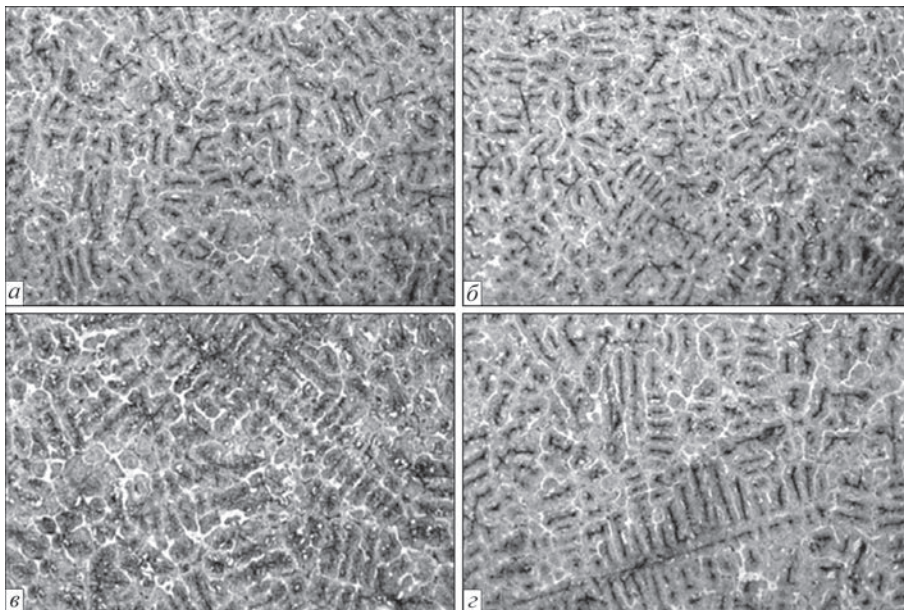


Рис. 5. Структури сталі Р6М5 у залежності від температури перепау [10]: а – 1460 °C; б – 1500; в – 1540; з – 1620. $\times 100$

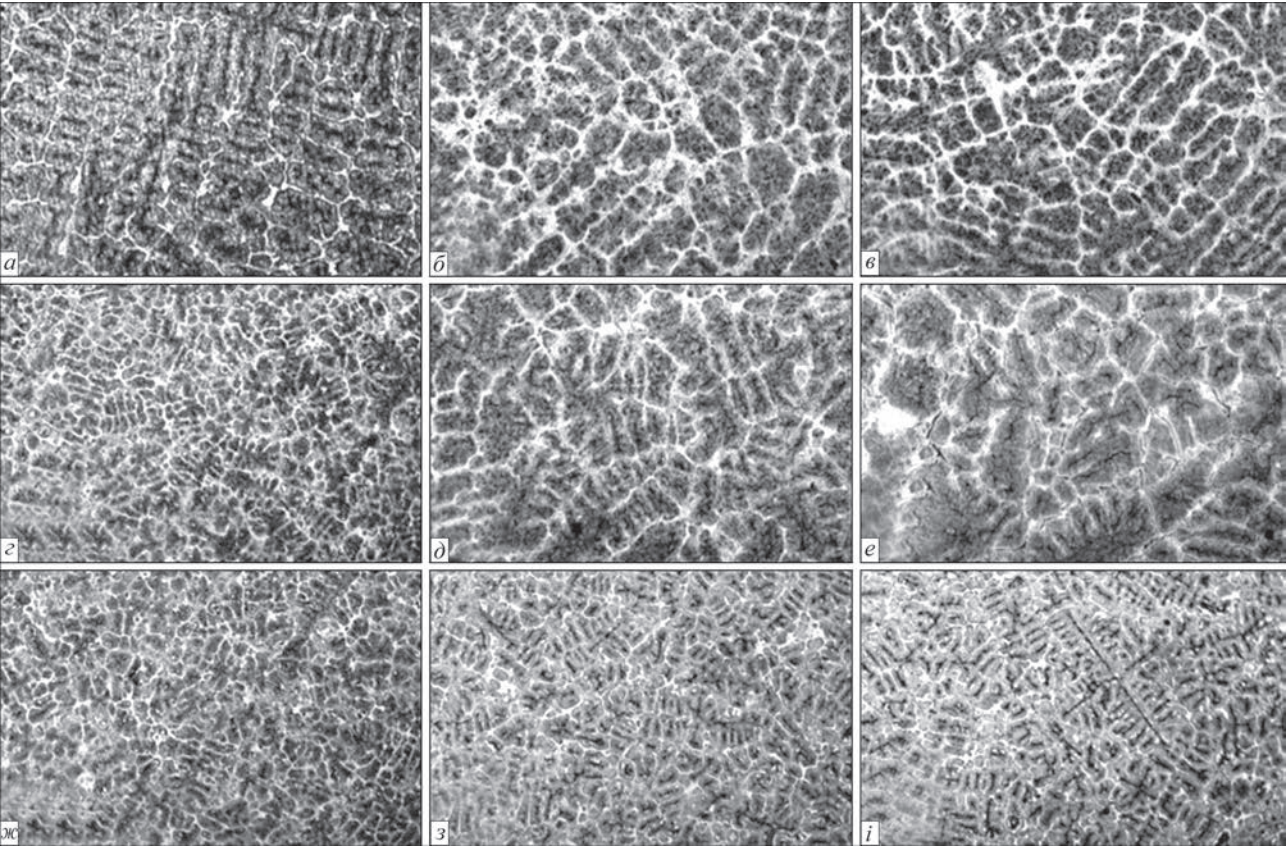


Рис. 6. Трансформація структури сталі Р6М5Л у залежності від кількості переплавів і умов кристалізації вихідної заготовки [12]: а, г, ж – один переплав; б, д, з – два переплави; в, е, и – три переплави; а, б, в – $V = 2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; г, д, е – 350; ж, з, і – 700. $\times 100$

вунів встановлено, що ЕГЮ розплаву змінює умови структуроутворення за допомогою збереження спадкових структурних ознак при зміні агрегатного стану. Переплав шихти за традиційною технологією та із застосуванням ЕГЮ показав, що в литому стані відбулося подрібнення структурних складових (евтектичних карбідів і матричних зерен) у дослідному металі. Подальша термічна об-

робка виявила наявність характерних структурних ознак шихтового матеріалу (рис. 7) [24].

Такі структурні зміни пояснюються впливом ЕГЮ на тонкіші структурні рівні [24], що було підтверджено результатами фазового рентгено-структурного аналізу. Таким чином, закладені шляхом ЕГЮ в розплав особливості його будови фіксуються структурними елементами та

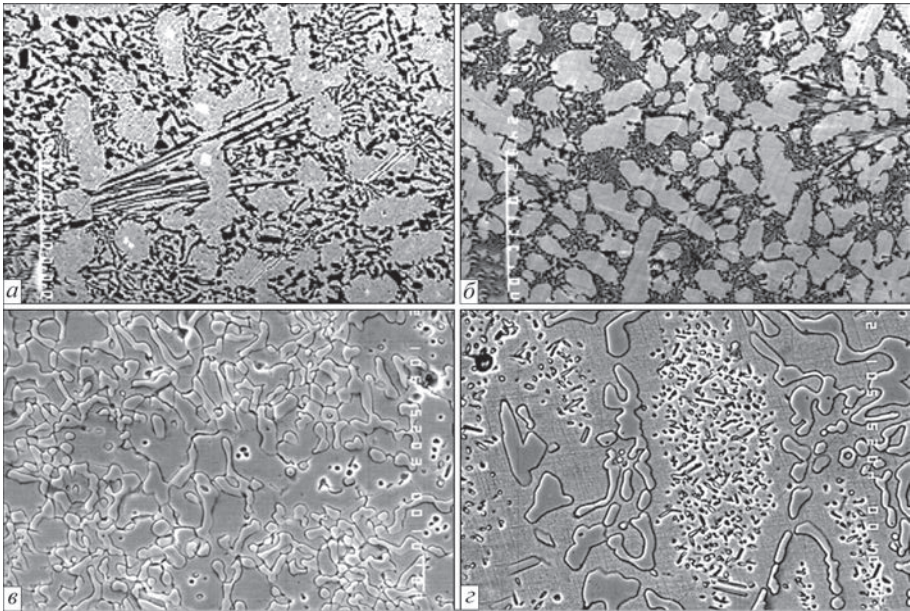


Рис. 7. Мікроструктура сплаву 250Х25НТ [24]: а, б – литий стан; в, г – після термічної обробки; а, в – контрольний метал; б, г – дослідний метал. $\times 400$ (а, б); $\times 1000$ (в, г)

зберігаються до температур фазових переходів у рідкому та твердому стані, а також успадковується при наступних технологічних впливах (термообробці).

Певні перспективи щодо посилення прояву ефекту спадковості очевидно матимуть методи обробки зварювальної ванни височастотними звуковими або механічними коливаннями [37, 38]. Наприклад, у [37] показано, що в результаті обробки деталі ультразвуковими коливаннями у процесі її дугового зварювання відбувається формування більш дрібнозернистої структури як у зварному шві, так і в зоні термічного впливу. Застосування височастотних (100 Гц) механічних вібрацій також призводить до подібнення структурних складових наплавленого металу та підвищення гомогенності його структури, що позитивно позначається на експлуатаційних властивостях [38].

Шляхи використання ефекту структурної спадковості при електродуговому наплавленні. На теперішній час у науково-технічній літературі відомі лише окремі публікації, присвячені проблемі зв'язку кристалічної структури вихідних твердих матеріалів з аналогічними структурами наплавленого металу, а термін «спадковість» у наплавленні практично не використовується [4–6].

Проте із проведеного аналізу випливає, що дослідження та розробка способів керування ефектом структурної спадковості при електродуговому наплавленні може стати резервом для покращення експлуатаційних властивостей наплавлених деталей. Основними напрямками досліджень з метою покращення структури та властивостей наплавленого металу можуть бути шляхи впливу на:

1. Вихідні параметри матеріалів для наплавлення: їх хімічний склад, вміст шкідливих домішок, гранулометричний склад, структуру та/або форму. У цьому випадку, застосовуючи для наплавлення спеціально підготовлені електродні та/або присадкові матеріали, можна передавати від них через розплав зварювальної ванни позитивні властивості наплавленому металу: дрібнозернисту структуру, рівномірний розподіл зміцнювальних фаз (карбідів, карбонітрідів, карбоборидів), певну спрямованість дендритів і т.ін.

2. Швидкість кристалізації зварювальної ванни шляхом зміни величини тепловкладення (погонної енергії) за рахунок регулювання електричних і технологічних режимів наплавлення (величина струму, напруги, швидкість подачі наплавних матеріалів, використання імпульсних, гібридних технологій тощо).

Як показують попередні дослідження, ці методи впливу є досить перспективними, однак на цей час досліджувався вплив тільки окремих декількох факторів, а вплив інших, у тому числі й при їх комплексному застосуванні, залишається майже не дослідженим, наприклад, вплив гранулометричного складу та типу наплавних металічних матеріалів при їх використанні у шихті порошкових електродних та/або присадкових дротів.

Виходячи з цього, необхідно виважено підходити до вибору базової системи легування дослідних матеріалів, враховуючи встановлені вище особливості прояву ефекту спадковості в сталях і сплавах. Вміст вуглецю в наплавленому металі повинен бути не нижче 0,2 %. При цьому із підвищенням ступеня легування такими елементами як Cr, Mo, W, V, Ti, ефект структурної спадковості повинен проявлятися при звичайних температурних умовах кристалізації металу в процесі електродугового наплавлення. Тобто перспективними матеріалами з точки зору ефективності прояву в них явища структурної спадковості є леговані та високолеговані сталі – інструментальні, швидкорізальні, мартенситостаріючі, корозійностійкі та ін.

Висновки

1. Одним із перспективних, але практично не досліджених шляхів керування структурою, а отже й властивостями наплавленого металу, є використання ефекту структурної спадковості, який застосовується в металургії та ливарному виробництві з метою передачі та збереження дрібнозернистої структури вихідних матеріалів у структурі готової деталі, що призводить до підвищення її експлуатаційних властивостей.

2. На відміну від металургії, використання ефекту структурної спадковості у наплавному виробництві ускладнено особливостями, які притаманні всім процесам наплавлення (зварювання) плавленням – впливом вихідного хімічного складу та структури основного металу, який переплавляється та потрапляє у зварювальну ванну і наплавлений метал; а також складними та швидкоплинними температурно-часовими параметрами існування зварювальної ванни.

3. Попередньо встановлено, що керувати структурою та властивостями наплавленого металу, використовуючи ефект спадковості при електродугових методах наплавлення, можна декількома шляхами, які можуть застосовуватись окремо або в поєднанні: змінюючи вихідні параметри наплавних матеріалів (хімічний і гранулометричний склад, структуру, форму і т.ін.) і впливаючи на кристалізацію металевої ванни за рахунок ре-

гулювання електричних і технологічних режимів наплавлення та/або застосування фізичних методів її зовнішньої обробки.

Список літератури

- Ryabtsev, I., Fomichov, S., Kuznetsov, V. et al. (2023) *Surfacing and additive technologies in welded fabrication*. Springer Nature Switzerland AG. ISBN 978-3-031-34390-2 (eBook). DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-34390-2>
- Рябцев И.А., Кусков Ю.М., Переплетчиков Е.Ф., Бабинцев А.А. (2021) *Наплавка. Управление проплавлением основного металла и формированием наплавленных слоев*. Киев, Интерсервис.
- Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O. (2021) Influence of modification and microalloying on deposited metal structure and properties (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.10.01>
- Ryabtsev, I.A. (2006) Structural heredity in the initial materials – metal melt – solid metal system (Review). *The Paton Welding J.*, **11**, 8–12.
- Ryabtsev, I.A., Pereplyotnikov, E.F., Mits, I.V., Bartenev, I.A. (2007) Effect of initial structure and particle size composition of powder on structure of metal 10R6M5 deposited by the plasma-powder cladding method. *The Paton Welding J.*, **10**, 18–22.
- Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A., Gadzyra, N.F. et al. (2009) Effect of ultra-dispersed carbides contained in flux-cored wires on properties of heat-resistant deposited metal. *The Paton Welding J.*, **6**, 10–13.
- Лучкин В.С., Тубольцев Л.Г., Падун Н.И. та ін. (2008) Структурные признаки наследственности жидких чугунов и сталей. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, **18**, 122–137.
- Janerka, K., Jezierski, J., Bartocha, D., Szajnar, J. (2012) Heredity of the structure and properties of grey cast iron melted on a basis of steel scrap. *Advanced Materials Research*, **622–623**, 685–689. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.622-623.685>
- Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. (2007) *Фазові перетворення в спеціальних легированих сталях*. Дніпропетровськ, НМетАУ.
- Кондратьев С.Е., Примак І.Н., Щеглов В.М., Пляхтур О.О. (2009) Спадковість структури і прояви ліквідації при переплавах сталі Р6М5. *Металознавство та обробка металів*, **3**, 3–10.
- Губенко А.Я. (1991) Влияние исходного структурного состояния расплава на свойства сплавов. *Литейное производство*, **4**, 19–20.
- Кондратьев С.Е., Стоянова О.М., Пляхтур О.О. (2012) Структура спадковості сталей у зв'язку з нерівноважністю і структурною спадковістю шихтових матеріалів. *Металознавство та обробка металів*, **1**, 3–9.
- Бокштейн С.З., Бернштейн М.Л. (1971) *Строение и свойства металлических сплавов*. Москва, Металлургия.
- Kondratyuk, S., Veis, V., Parkhomchuk, Z. (2019) Structure formation and properties of overheated steel depending on thermokinetic parameters of crystallization. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **97**(2), 49–56. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0013.8537>
- D'yachenko, S.S. (2000) Heredity in phase transformations: Mechanism of the phenomenon and effect on the properties. *Metal Science and Heat Treatment*, **42**(4), 122–127. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02471324>
- Meshkov, Yu.Ya., Pereloma, E.V. (2012) The effect of heating rate on reverse transformations in steels and Fe-Ni-based alloys. *Phase Transformations in Steels*, **1**, 581–618. DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857096104.4.581>
- Тимофеев Г.В. (2012) Структурная наследственность в прокате больших сечений из непрерывнолитых заготовок. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, **25**, 192–198.
- Romaniv, O.N., Tkach, A.N., Vol'demarov, A.V. (1980) Method of complex improvement of the mechanical properties of low-tempered structural steels. *Materials Science*, **15**, 373–378. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00720461>
- Garasym, J. A., Bondarevskaya, N. A., Teliovich, R. V. et al. (2021) Influence of high-speed heat-setting on armor resistance of high-strength sheet metal of protective purpose. *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**(9), 1235–1246. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235> [in Ukrainian]
- Delin, H., Zhang, F., Dingqiang, L., Yan, C. (1994) Re-investigation of austenite grain boundary inheritance in alloy steel. *Heat Treatment of Metals*, **1**, 27–32, 50.
- Ding, F., Guo, Q., Hu, B., Luo, H. (2022) Influence of softening annealing on microstructural heredity and mechanical properties of medium-Mn steel. *Microstructures*, **2**(2), 2022009. DOI: <https://doi.org/10.20517/microstructures.2022.01>
- Yang, D.P., Du, P.J., Wu, D., Yi, H.L. (2021) The microstructure evolution and tensile properties of medium-Mn steel heat-treated by a two-step annealing process. *J. of Materials Science and Technology*, **75**, 205–215. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.10.032>
- Dang, S.-E., He, Y., Liu, Y., Su, Z.-N. (2014) Structural heredity of 30Cr2Ni4MoV steel. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, **S2**, 61–65.
- Волков Г.В. (2011) Структурная наследственность в сплавах после электрогидроимпульсной обработки в жидком состоянии. *Наукові нотатки*, **31**, 56–62.
- Третьякова Е.Е., Ровбо М.В., Хакимов О.П., Чуркин В.С. (1991) Влияние исходной структуры чугунов на поверхностное натяжение их расплавов. *Литейное производство*, **4**, 11–12.
- Мовчан Б.А. (1970) *Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах*. Киев, Техника.
- Kondratyuk, S., Veis, V., Parkhomchuk, Z. (2020) The effect of thermal treatment of the melt before crystallization on the structure and properties of castings. *Archives of Materials Science and Engineering*, **104**(1), 23–29. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.3866>
- Кондратьев С.Е., Стоянова Е.Н., Щеглов В.М. и др. (2013) Наследственное модифицирование сталей дисперсно-структурированными компонентами шихты. *Процеси лиття*, **2**, 19–23.
- Heath, G. (2006) Nanotechnology and Welding – Actual and possible future applications. *Proceedings of the Castolin-Eutectic Seminar*, 25 Oct 2006. Brussels, Belgium, pp. 25–35.
- Klimpel, A., Kik, T. (2008) Erosion and abrasion wear resistance of GMA wire surfaced nanostructural deposits. *Archives of Materials Science and Engineering*, **2**, 121–124.
- Кондратьев И.А. (2015) Порошковая проволока, заполненная гранулированным сплавом. *Наплавка. Технологии, материалы, оборудование*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, сс. 53–54.
- Hu, Y., Chen, W., Han, H., Bai, R. (2016) Effect of cooling rate after finish rolling on heredity in microstructure and mechanical properties of 60Si2MnA spring steel. *Metallurgical Research & Technology*, **113**(5), 508. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2016024>
- Peng, K., Yang, C., Lin, S., Fan, C. (2017) Effect of arc distance on HAZ thermal cycles and microstructural evolution 10CrNi3MoV steel. *The Int. J. of Advanced Manufacturing Technology*, **90**, 3387–3395. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9639-4>
- Arora, K.S., Pandu, S.R., Shajan, N. et al. (2018) Microstructure and impact toughness of reheated coarse grain heat affected zones of API X65 and API X80 linepipe steels. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, **163**, 36–44. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2018.04.004>
- Lu, H., Xing, S., Chen, Z. et al. (2014) Microstructure and properties of GMAW multipass welding of Q-T high strength steel Q690D. *Heat Treatment of Metals*, **39**(10), 120–124. DOI: <https://doi.org/10.13251/j.issn.0254-6051.2014.10.031>
- Lu, X., Cen, Y., Wang, H., Wu, M. (2013) Structure and mechanical properties on DH40 ship building steel joints by multi-layer and multi-pass welding technology. *Transactions of the China Welding Institution*, **34**(2), 79–83.
- Kyrian, V.I., Kajdalov, A.A., Novikova, D.P. et al. (2007) Improvement of welded joint structure under the impact of

- wideband ultrasonic vibrations during welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 38–40.
38. Pokhmurskaya, G.V., Student, M.M., Vojtovich, A.A. et al. (2016) Influence of high-frequency mechanical vibrations of the item on structure and wear resistance of Kh10R4G2S deposited metal. *The Paton Welding J.*, **10**, 20–25. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.10.04>
- ## References
1. Ryabtsev, I., Fomichov, S., Kuznetsov, V., Chvertko, Ye., Banin, A. (2023) *Surfacing and additive technologies in welded fabrication*. Springer Nature Switzerland AG. ISBN 978-3-031-34390-2. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-34390-2>
 2. Ryabtsev, I.A., Kuskov, Yu.M., Pereplyotchikov, E.F., Babinets, A.A. (2021) *Surfacing. Control of base metal penetration and formation of deposited layers*. Kyiv, Interservice [in Russian].
 3. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O. (2021) Influence of modification and microalloying on deposited metal structure and properties (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.10.01>
 4. Ryabtsev, I.A. (2006) Structural heredity in the initial materials – metal melt – solid metal system (Review). *The Paton Welding J.*, **11**, 8–12.
 5. Ryabtsev, I.A., Pereplyotchikov, E.F., Mits, I.V., Bartenev, I.A. (2007) Effect of initial structure and particle size composition of powder on structure of metal 10R6M5 deposited by the plasma-powder cladding method. *The Paton Welding J.*, **10**, 18–22.
 6. Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A., Gadzyra, N.F. et al. (2009) Effect of ultra-dispersed carbides contained in flux-cored wires on properties of heat-resistant deposited metal. *The Paton Welding J.*, **6**, 10–13.
 7. Luchkyn, V.S., Tuboltsev, L.H., Padun, N.Y., Korchenko, V.P., Shevchenko, A.M. (2008) Structural characteristics of heredity of liquid cast irons and steels. *Fundamentalni ta Prykladni Problemy Chornoy metalurgii*, **18**, 122–137 [in Russian].
 8. Janerka, K., Jezierski, J., Bartocha, D., Szajnar, J. (2012) Heredity of the structure and properties of grey cast iron melted on a basis of steel scrap. *Advanced Materials Research*, **622–623**, 685–689. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.622-623.685>
 9. Kutsova, V.Z., Kovzel, M.A., Nosko, O.A. (2007) *Phase transformations in special alloyed steels*. Dnipropetrovsk, NMetAU [in Ukrainian].
 10. Kondratyuk, S.Ie., Prymak, I.N., Shcheglov, V.M., Pliakhtur, O.O. (2009) Inheritance of the structure and manifestations of liquation during remelting of R6M5 steel. *Metaloznnavstvo ta Obrobka Metaliv*, **3**, 3–10 [in Ukrainian].
 11. Gubenko, A.Ja. (1991) Influence of the initial structural state of the melt on the properties of alloys. *Litejnoe Proizvodstvo*, **4**, 19–20 [in Russian].
 12. Kondratyuk, S.Ie., Stoianova, O.M., Pliakhtur, O.O. (2012) The structural heredity of steels is related to the disbalance and and structural heredity of the charge materials. *Metaloznnavstvo ta Obrobka Metaliv*, **1**, 3–9 [in Ukrainian].
 13. Bokshtejn, S.Z., Bernshtejn, M.L. (1971) *Structure and properties of metal alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 14. Kondratyuk, S., Veis, V., Parkhomchuk, Z. (2019) Structure formation and properties of overheated steel depending on thermokinetic parameters of crystallization. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **97**(2), 49–56. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0013.8537>
 15. D'yachenko, S.S. (2000) Heredity in phase transformations: Mechanism of the phenomenon and effect on the properties. *Metal Sci. and Heat Treatment*, **42**(4), 122–127. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02471324>
 16. Meshkov, Yu.Ya., Pereloma, E.V. (2012) The effect of heating rate on reverse transformations in steels and Fe-Ni-based alloys. *Phase Transformations in Steels*, **1**, 581–618. DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857096104.4.581>
 17. Timofeev, G.V. (2012) Structural heredity in rolled large sections from continuously cast billets. *Fundamentalni ta Prykladni Problemy Chornoy Metalurgii*, **25**, 192–198 [in Russian].
 18. Romaniv, O.N., Tkach, A.N., Vol'demarov, A.V. (1980) Method of complex improvement of the mechanical properties of low-tempered structural steels. *Materials Science*, **15**, 373–378. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00720461>
 19. Garasym, J. A., Bondarevskaya, N. A., Teliovich, R. V. et al. (2021) Influence of high-speed heat-setting on armor resistance of high-strength sheet metal of protective purpose. *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**(9), 1235–1246. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235> [in Ukrainian]
 20. Delin, H., Zhang, F., Dingqiang, L., Yan, C. (1994) Re-investigation of austenite grain boundary inheritance in alloy steel. *Heat Treatment of Metals*, **1**, 27–32, 50.
 21. Ding, F., Guo, Q., Hu, B., Luo, H. (2022) Influence of softening annealing on microstructural heredity and mechanical properties of medium-Mn steel. *Microstructures*, **2**(2), 2022009. DOI: <https://doi.org/10.20517/microstructures.2022.01>
 22. Yang, D.P., Du, P.J., Wu, D., Yi, H.L. (2021) The microstructure evolution and tensile properties of medium-Mn steel heat-treated by a two-step annealing process. *J. Mater. Sci. and Technol.*, **75**, 205–215. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.10.032>
 23. Dang, S.-E., He, Y., Liu, Y., Su, Z.-N. (2014) Structural heredity of 30Cr2Ni4MoV steel. *Transact. of Materials and Heat Treatment*, **S2**, 61–65.
 24. Volkov, G.V. (2011) Structural heredity in alloys after electrohydropulse treatment in the liquid state. *Naukovi Notatky*, **31**, 56–62 [in Russian].
 25. Tret'yakova, E.E., Rovbo, M.V., Hakimov, O.P., Churkin, V.S. (1991) Influence of the initial structure of cast irons on the surface tension of their melts. *Litejnoe Proizvodstvo*, **4**, 11–12 [in Russian].
 26. Movchan, B.A. (1970) *Crystallite boundaries in cast metals and alloys*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
 27. Kondratyuk, S., Veis, V., Parkhomchuk, Z. (2020) The effect of thermal treatment of the melt before crystallization on the structure and properties of castings. *Archives of Materials Science and Engineering*, **104**(1), 23–29. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.3866>
 28. Kondratyuk, S.E., Stojanova E.N., Shcheglov V.M., Primak I.N., Parhomchuk Zh.V. (2013) Hereditary modification of steels with dispersed structured charge components. *Procesy Lyt'tya*, **2**, 19–23. [in Russian].
 29. Heath, G. (2006) Nanotechnology and Welding – Actual and possible future applications. *Proceedings of the Castolin-Eutectic Seminar*, 25 Oct 2006. Brussels, Belgium, 25–35.
 30. Klimpel, A., Kik, T. (2008) Erosion and abrasion wear resistance of GMA wire surfaced nanostructural deposits. *Archives of Mater. Sci. and Engin.*, **2**, 121–124.
 31. Kondratiev, I.A. (2015) Flux cored wire filled with granular alloy. *Surfacing. Technologies, materials, equipment*. Kyiv, PWI, 53–54 [in Russian].
 32. Hu, Y., Chen, W., Han, H., Bai, R. (2016) Effect of cooling rate after finish rolling on heredity in microstructure and mechanical properties of 60Si2Mn spring steel. *Metallurgical Research & Technology*, **113**(5), 508. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2016024>
 33. Peng, K., Yang, C., Lin, S., Fan, C. (2017) Effect of arc distance on HAZ thermal cycles and microstructural evolution 10CrNi3MoV steel. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **90**, 3387–3395. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9639-4>
 34. Arora, K.S., Pandu, S.R., Shajan, N., Pathak, P., Shome, M. (2018) Microstructure and impact toughness of reheated coarse grain heat affected zones of API X65 and API X80 linepipe steels. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, **163**, 36–44. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2018.04.004>
 35. Lu, H., Xing, S., Chen, Z., Ma, Y., Li, Z. (2014) Microstructure and properties of GMAW multipass welding of Q-T high strength steel Q690D. *Heat Treatment of Metals*, **39**(10), 120–124. DOI: <https://doi.org/10.13251/j.issn.0254-6051.2014.10.031>
 36. Lu, X., Cen, Y., Wang, H., Wu, M. (2013) Structure and mechanical properties on DH40 ship building steel joints by

multi-layer and multi-pass welding technology. *Transact. China Weld. Inst.*, **34**(2), 79–83.

37. Kirian, V.I., Kajdalov, A.A., Novikova, D.P., Bogajchuk, I.L., Kesners, M. (2007) Improvement of welded joint structure under the impact of wideband ultrasonic vibrations during welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 38–40.

38. Pokhmurskaya, G.V., Student, M.M., Vojtovich, A.A., Student, A.Z., Dzyubik, A.R. (2016) Influence of high-frequency mechanical vibrations of the item on structure and wear resistance of Kh10R4G2S deposited metal. *The Paton Welding J.*, **10**, 20–25. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.10.04>

USING THE HEREDITY EFFECT FOR CONTROL OF THE STRUCTURE OF THE DEPOSITED METAL DURING ELECTRIC ARC SURFACING WITH FLUX-CORED WIRES (Review)

A.A. Babinets

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

E-mail: a_babinets@ukr.net

Modern views on the relationship between structure and properties in steels and alloys are considered. It is shown that a promising method of influencing the structure and properties of the deposited metal is the use of the heredity effect - the transfer of properties from the initial charge materials to the finished products. A detailed classification of the types of heredity is given according to its manifestations in steels and alloys, which can be divided into three main interrelated groups - metallurgical, structural and technological. It is shown that from the point of view of the influence of charge materials on the structure and properties of finished parts, heredity can be considered both positive and negative. The main factors affecting the degree of manifestation of the effect of structural heredity in steels and alloys are defined and described. Such factors include: chemical composition and degree of doping with chemical elements; degree of defectiveness of the original structure; size, shape and structure of the initial charge materials; use of modifying additives or external physical influences. The main problems and prospects of using the heredity effect in electric arc surfacing are described. The main directions that will allow controlling the structure and properties of the deposited metal by influencing the degree of manifestation of the heredity effect in it have been determined. The most promising are methods of control by changing the initial parameters of charge materials, as well as by means of regulation of heat input due to technological or physical influences. The use of the heredity effect in various surfacing methods can provide a significant impact due to obtaining the optimal structure of the deposited metal and the absence of harmful impurities in it. 38 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: arc surfacing, deposited metal, flux-cored wire, heredity, structure, operational properties

Отримано 27.05.2024

Отримано у переглянутому вигляді 30.07.2024

Прийнято 09.10.2024

ПЕРЕДПЛАТА 2025

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.				
	місяць	два місяця	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 3041-2374 (Print). ISSN 3041-234X (Online). Передплатний індекс 70031	–	300	–	900	1800
«Сучасна електрометалургія», видається з 1975 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-238 (Print). ISSN 3041-2331 (Online). Передплатний індекс 70693	–	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2366 (Print). ISSN 3041-2358 (Online). Передплатний індекс 74475	–	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X (Print). ISSN 3041-2293 (Online). Передплатний індекс 21971.	600	1200	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково переклади на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агенцій «УКРПОШТА», «Прес Центр», «Меркурій» та у видавництвах. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів. Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf.

На сайті видавництва у 2024 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2023 рр.

Адреса видавництва
 Міжнародна Асоціація «Зварювання»
 03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Тел.: (38044) 205-23-90
 E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com

ВПЛИВ ДИСПЕРСНИХ КАРБІДІВ НА КІНЕТИКУ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ

В.В. Головко, В.А. Костін, В.В. Жуков

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

Наведено результати досліджень впливу на кінетику структурних перетворень металу зварних швів введення до зварювальної ванни частинок тугоплавких карбідів титану і кремнію. Показано, що введення до металу швів карбідів кремнію приводить до зростання температур початку та закінчення бейнітного перетворення і зниження його температурного діапазону у порівнянні з базовим варіантом. Показники міцності знижуються, а пластичності та в'язкості підвищуються по відношенню до базового варіанту. Введення до зварювальної ванни тугоплавких частинок TiC впливає на температуру структурних перетворень твердіючого металу і його механічні властивості. Зростає як температура початку так і закінчення бейнітного перетворення, тобто формування бейніту відбувається в області більш високих температур, а температурний діапазон цієї області звужується (зростає кінетика перетворення). Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 4.

Ключові слова: зварювання, мікроструктура, дисперсні карбіди, інокулювання зварювальної ванни, бейнітне перетворення

Вступ. Широкий спектр об'єктів, на яких використовуються зварні конструкції з низьколегованих високоміцних сталей зумовлюють постійно зростаючі вимоги до механічних властивостей зварних швів. Підвищення рівня службових показників сталевих прокатів досягається за рахунок суттєвого ускладнення технології виготовлення. Арсенал можливостей покращення властивостей зварних з'єднань значно скромніший. Традиційно основну роль у впливі на структуру і властивості металу зварних швів відводили процесу легування та мікролегування металу, але досвід свідчить, що ці можливості близькі до насичення. Сподівання фахівців пов'язані з розширенням застосування процесів модифікування зварних швів, але це вимагає помітного розширення бази наших знань щодо впливу модифікаторів на структуру в процесі твердіння зварювальної ванни. Саме цьому аспекту металознавчих досліджень присвячена виконана робота.

Модифікування сплавів (від лат. *modificat* – видозмінювати шляхом ділення на частини) передбачає вплив на розплав, в результаті якого відбувається подрібнення кристалічної структури і підвищення механічних властивостей металів і сплавів [1]. В літературі зустрічаються різні визначення поняття модифікування. Приміром, автори роботи [2] під модифікуванням розуміють термодинамічно нестабільні хімічні, а також енергетичні дії, ефекти від яких в часі після їх реалізації носять екстремальний характер. На думку авторів, модифікування це процес активного регулювання первинної кристалізації і (чи) зміни дисперс-

ності фаз, що кристалізуються, шляхом введення в розплав малих добавок окремих елементів або їх з'єднань.

Ендогенні частинки є найбільш активними, але процес їх отримання недостатньо контрольований і за своєю природою вони менш стійкі, чим екзогенні частинки, тому дуже рідко використовуються при модифікуванні сплавів. З літературних даних [3, 4] виявлено, що найбільш перспективними є екзогенні частки, оскільки процес їх отримання дозволяє широко варіювати хімічний склад і розмір часток. Проте їх використання викликає необхідність забезпечити змочуваність часток розплавом, оберегти їх від коагуляції, розчинення і окислення.

З літературних джерел по класифікації модифікаторів і теоріях кристалізації розплаву з їх застосуванням, видно, що немає єдиної теорії кристалізації і єдиної класифікації модифікаторів. На що вказує велика кількість розроблених модифікуючих складів. Ефект модифікування визначається способом отримання модифікатора, хімічним складом, розміром часток, хімічною спорідненістю з розплавом і іншими чинниками. Виробництво і ефективне використання модифікаторів є складним науково-технічним завданням, основою якого є база наукових знань з поведінки модифікаторів при процесах твердіння металевих розплавів.

Ефективність модифікатора тим вище, чим менша розчинність і вища електрона спорідненість модифікатора і розплаву, вища термодинамічна стійкість частинок і більша різниця температур

Головко В. В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Костін В. А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>,

Жуков В. В. – <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>

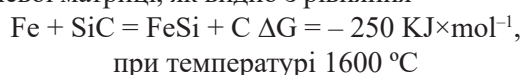
© В.В. Головко, В.А. Костін, В.В. Жуков, 2024

плавлення частинок модифікатора та металевого розплаву. Важливу роль в процесах модифікування відіграє здатність інокульованого з'єднання до змочування зростаючих в металевому розчині дендритів, тому в якості плакуючої речовини необхідно використати елементи, що входять до складу рідкого металу, мають найбільшу хімічну спорідненість до його хімічних елементів і що утворюють з ними хімічні сполуки. Таким чином, серед сучасних методів обробки сплавів на основі заліза особливе місце займає інокуюче модифікування ультрадисперсними порошками, яке дозволяє отримувати виливки з однорідним розподілом структурних складових і підвищеними механічними властивостями. Останнім часом актуальним напрямом в модифікуванні металів і сплавів є використання ультрадисперсних порошків металів та їх з'єднань. Це пов'язано з тим, що таке модифікування дозволяє створити дрібнозернисту структуру на етапі її формування з розплаву за рахунок розподілу ультра- і нанодисперсних частинок в об'ємі, які слугують центрами кристалізації. По-друге, собівартість отримання ультрадисперсних порошків різних хімічних сполук останніми роками, значно зменшилася, що дає можливість їх широкого використання.

Серед цих тугоплавких модифікаторів особливу увагу звертають на частинки TiC, які мають відмінні фізичні та хімічні властивості, такі як висока температура плавлення, висока твердість, низька щільність, зносостійкість і термічна стабільність. Зокрема, кут змочування θ між частинками TiC і рідким Fe менше ніж 50° , що полегшить формування хорошого міжфазного зв'язку між матрицею Fe і TiC під час твердіння розплаву. Тому TiC дуже підходить для використання в якості зміцнюючої фази для сталей. Модифікування мікро-TiC та нано-TiC частинками сприяє зменшенню розмірів зерен в структурі металу, що головним чином походить від ефекту зміцнення меж зерен і зміцнення за моделлю Орована (рис. 1). Зміцнення межі зерна відбувається внаслідок подрібнення зерна, оскільки воно збільшує щільність границі, тоді як зміцнення за моделлю Орована виникає через взаємодію між дислокаціями та зміцненням через посилення закріплення дислокацій.

Широке розповсюдження набули дослідження спрямовані на підвищення міцності низьковуглецевої сталі шляхом введення в їх склад нанорозмірних частинок SiC. Це можна пояснити дисоціацією SiC при високій температурі внаслідок утворення силіциду заліза та вуглецю [7]. В роботі [8] було показано, що вільний вуглець зменшує вільну енергію розкладання аустеніту на перліт, в результаті

чого об'ємна частка перліту збільшується зі збільшенням відсотка модифікатора SiC. З іншого боку, подрібнення зерна в результаті інокуляції карбідом кремнію можна пояснити тим, що збагачення кремнієм сталевій матриці призводить до вкраплень силікату марганцю, які мають невелику невідповідність кристалічної решітки до вихідного аустеніту, і це теж може впливати на подрібнення зерна. Крім того, було встановлено [9], що вміст вуглецю в перлітній структурі після інокуляції SiC вищий, ніж у чистій сталі, що підтверджує вищезазначене приписування ролі дисоціації SiC у збагаченні вуглецем сталевій матриці, як видно з рівняння



Мета роботи полягала в збільшенні наукової інформації щодо процесів формування структури металу зварних швів низьколегованих сталей, впливу присутності частинок тугоплавких карбідів у металі зварювальної ванни на температуру структурних перетворень на етапах первинної кристалізації та бейнітного перетворення. Виявлення впливу структурних перетворень на механічні властивості металу швів.

Матеріали та методика роботи. Дослідження впливу тугоплавких частинок TiC та SiC на модифікування структурних складових металу швів виконували на зразках наплавленого металу, які були отримані з останнього шару металу стикового шва, що зварювали порошковим дротом OERLIKON Fluxocord 35.22 типу «metal core» діаметром 4,0 ($\pm 0,1$) мм під шаром флюсу ST65 за стандартом ISO 14171 [10]. Зразки наплавленого металу були отримані методом автоматизованого зварювання з використанням трактора КА-001 та джерела живлення КИУ-1200. Зварювання виконували постійним струмом зворотної полярності 500...520 А, при напрузі на дузі 34...36 В і швидкості зварювання 43 м/г. Після кожного проходу стикове з'єд-

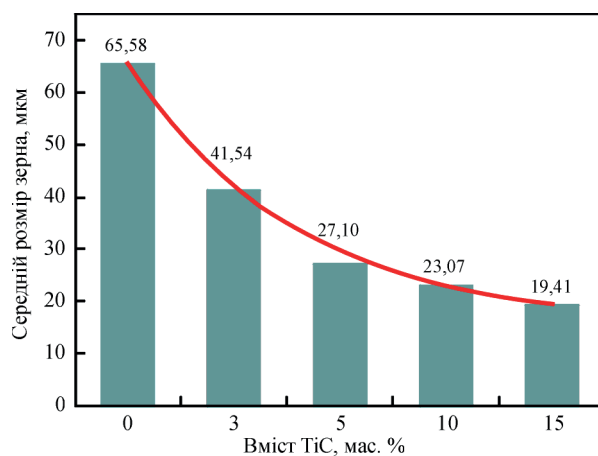


Рис. 1. Вплив модифікування частинками TiC на розмір зерен в структурі металу [6]

нання охолоджували на повітрі до температури не більше 120 °С. Погонна енергія зварювання становила 13...15 кДж/см.

Частинки тугоплавких з’єднань розміром 200...500 мкм вводили до розплавленого металу через осердя порошкового дроту діаметром 1,6 мм, який подавали до зварювальної ванни у вигляді «холодної» присадки. Присадковий порошковий дріт виготовляли зі сталеві стрічки марки 08Ю розміром 0,8×12 мм. Шихту для заповнення осердя виготовляли з суміші залізного порошку марки ПЖМ з інокулянт. Вміст інокулянта становив 10 % для швів 1TiC, 1SiC і 20 % для швів 2TiC і 2SiC. Коефіцієнт заповнення стрічки витримували в діапазоні 18...20 %. Схеми підготовки стиків, зварного з’єднання і місць відбору зразків для проведення досліджень наведені на рис. 2, а, б, відповідно.

Металографічні дослідження останнього проходу зварного шва проводили на оптичному мікроскопі Neophot 32 на поперечних шліфах металу швів відполірованих та протравлених в 2 % розчині ніталю. Такі ж самі шліфи використовували для досліджень на скануючому електронному мікроскопі. Аналіз мікроструктури проводили відповідно до вимог стандарту EN ISO 17639 [11] та рекомендацій Міжнародного інституту зварювання [12]. Первинну структуру металу шва досліджували на полірованих зразках, протравлених в киплячому насиченому розчині пікрату натрію (C6H2(NO2)3ONa) у воді.

Характер структурних перетворень у металі легованих швів вивчали методом імітації термодеформаційного циклу зварювання (ТДЦЗ) з використанням комплексу Gleeble 3800, оснащеним швидкодіючим дилатометром. Дослідження виконувались із застосуванням циліндричних зразків діаметром 6,0 мм та довжиною 80 мм, виготовле-

Таблиця 1. Хімічний склад металу швів

Умовне позначення швів	Масова доля елементів, %								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Al
Base	0,053	0,33	1,60	0,008	0,016	0,37	0,03	<0,01	0,004
1SiC	0,053	0,34	1,46	0,012	0,13	0,37	0,03	<0,01	0,006
1TiC	0,090	0,36	1,70	0,014	0,013	0,25	0,03	0,023	0,011
2SiC	0,076	0,46	1,12	0,024	0,022	0,36	0,05	0,011	0,010
2TiC	0,042	0,41	1,15	0,025	0,022	0,36	0,05	0,023	0,008

Таблиця 2. Частка фаз і розмір первинних кристалітів в зразках металу швів

Умовне позначення швів	Частка фаз, %					Розмір первинних кристалітів, мкм
	ГФ	ПФ	ПеФ	ВФ	П	
0	95	2,6	2,4	—	—	120...160
1SiC	90	5,6	2,7	1,1	0,7	70...120
1TiC	90	5,3	1,8	2,7	0,9	50...70
2SiC	72,15	11,75	7,6	7,0	1,5	70...120
2TiC	54,25	21,25	6,75	16,5	1,0	50...120

Примітки. ГФ – голчатий ферит; ПФ – полігональний ферит; ПеФ – поліедричний ферит; ВФ – ферит Відманштетта; П – перліт.

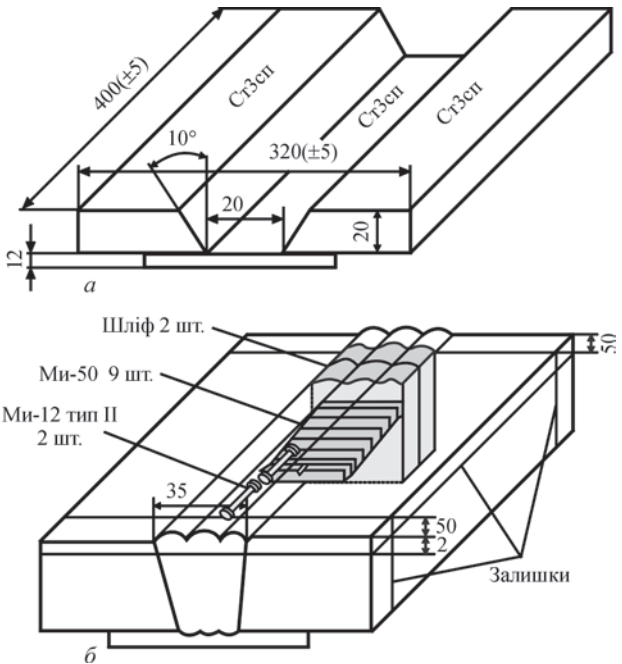


Рис. 2. Схема підготування стикового з’єднання для отримання зразків металу швів у відповідності до вимог ISO 14171 (а) та відбору зразків для визначення хімічного складу, механічних властивостей і структури металу швів (б)

них з наплавленого металу товщиною 20 мм. Відповідно до розробленої в ІЕЗ ім. Є.О. Патона методики [13], за заданою програмою зразки нагрівалися у вакуумній камері до температури 1170 °С, а потім охолоджувалися за різними термічними циклами з різними швидкостями охолодження. Криві охолодження відповідали залежності Ньютона-Ріхмана та відповідали швидкостям охолодження 5; 10; 17; 30; 45 °С/с на ділянці температур 500...600 °С. При цьому досить точно відтворювалися параметри охолодження термічних циклів зварювання (теплові та тимчасові) у металі зварних з’єднань.

Таблиця 3. Результати дилатометричного аналізу металу швів

Умовне позначення швів	Ac ₃	Ac ₁	Bs	B _f	Δγ	Δα
0	908,6	717,8	706,8	449,4	190,9	257,5
1SiC	904,8	716,9	730,5	478,7	187,9	251,8
1TiC	912,2	724,3	709,8	485,6	187,9	224,2
2SiC	908,1	720,4	762,3	525,3	187,6	237,0
2TiC	929,8	730,2	790,3	606,1	199,6	184,2

Примітки. Ac₃ і Ac₁ – температури початку та завершення розпаду первинного аустеніту; B_s і B_f – температури початку та завершення бейнітного перетворення; Δγ і Δα – температурний діапазон розпаду первинного аустеніту та бейнітного перетворення.

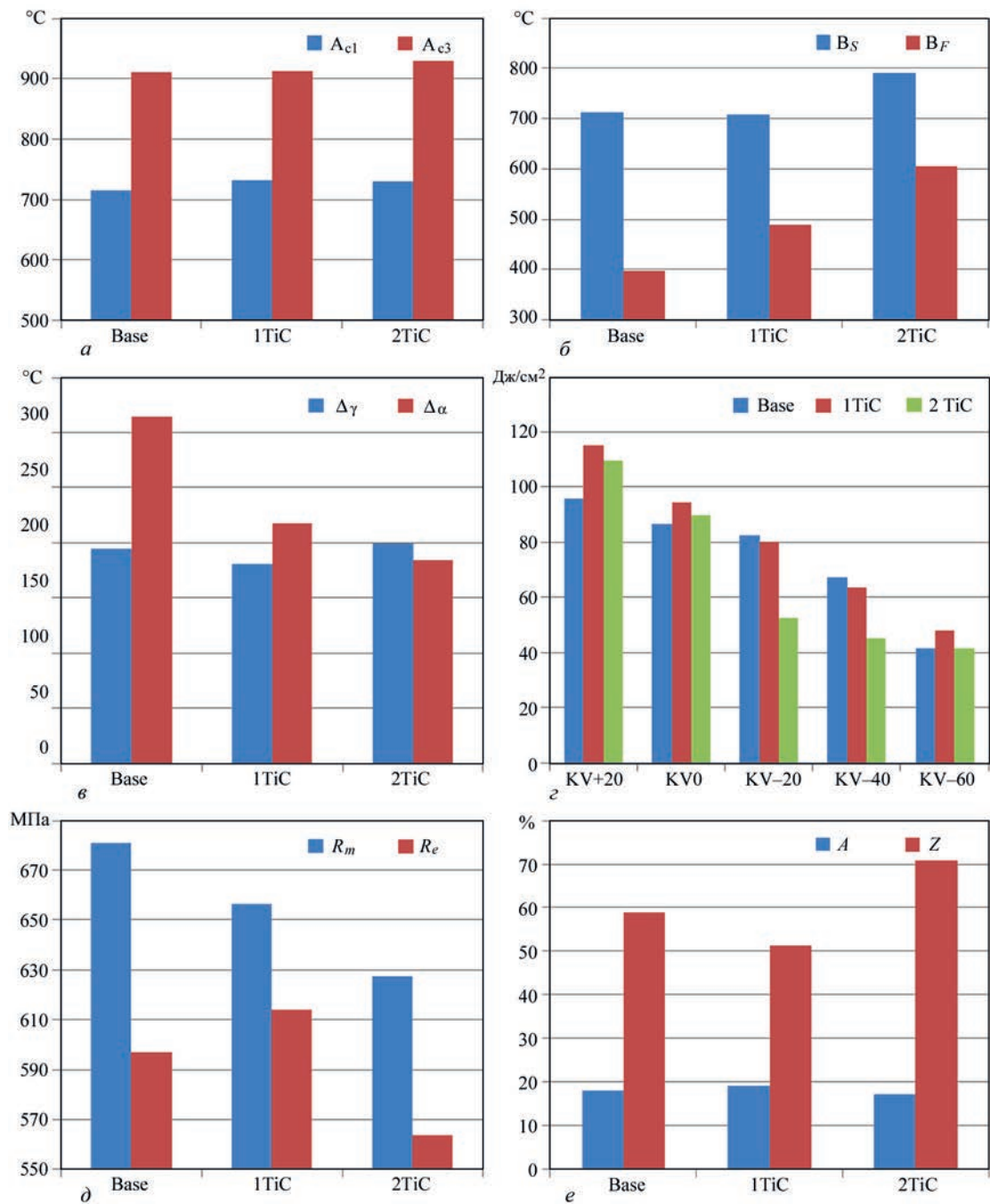


Рис. 3. Результати дослідження металу швів інокульованих карбідом титану: а – температури початку та завершення розпаду первинного аустеніту; б – температури початку та закінчення бейнітного перетворення; в – температурні діапазони розпаду аустеніту та бейнітного перетворення; г – ударна в'язкість металу швів в залежності від температури випробування; д – межа міцності (R_m) та плинності (R_e) металу швів; е – відносне подовження (A) та звуження (Z) металу швів

Результати досліджень. У табл. 1–3 наведено результати визначення хімічного складу, мікроструктури та результати дилатометричних досліджень металу швів.

Аналіз результатів досліджень. На рис. 3 та 4 наведені результати термодеоформаційного аналізу, який було виконано для отримання інформації щодо впливу присутності частинок тупо-

гоплавких карбідів на температури початку та завершення структурних перетворень, а також результати визначення механічних властивостей металу швів.

Як видно з наведених даних введення у зварювальну ванну тупоплавких частинок TiC впливає на температуру структурних перетворень твердіючого металу і його механічні властивості. Збіль-

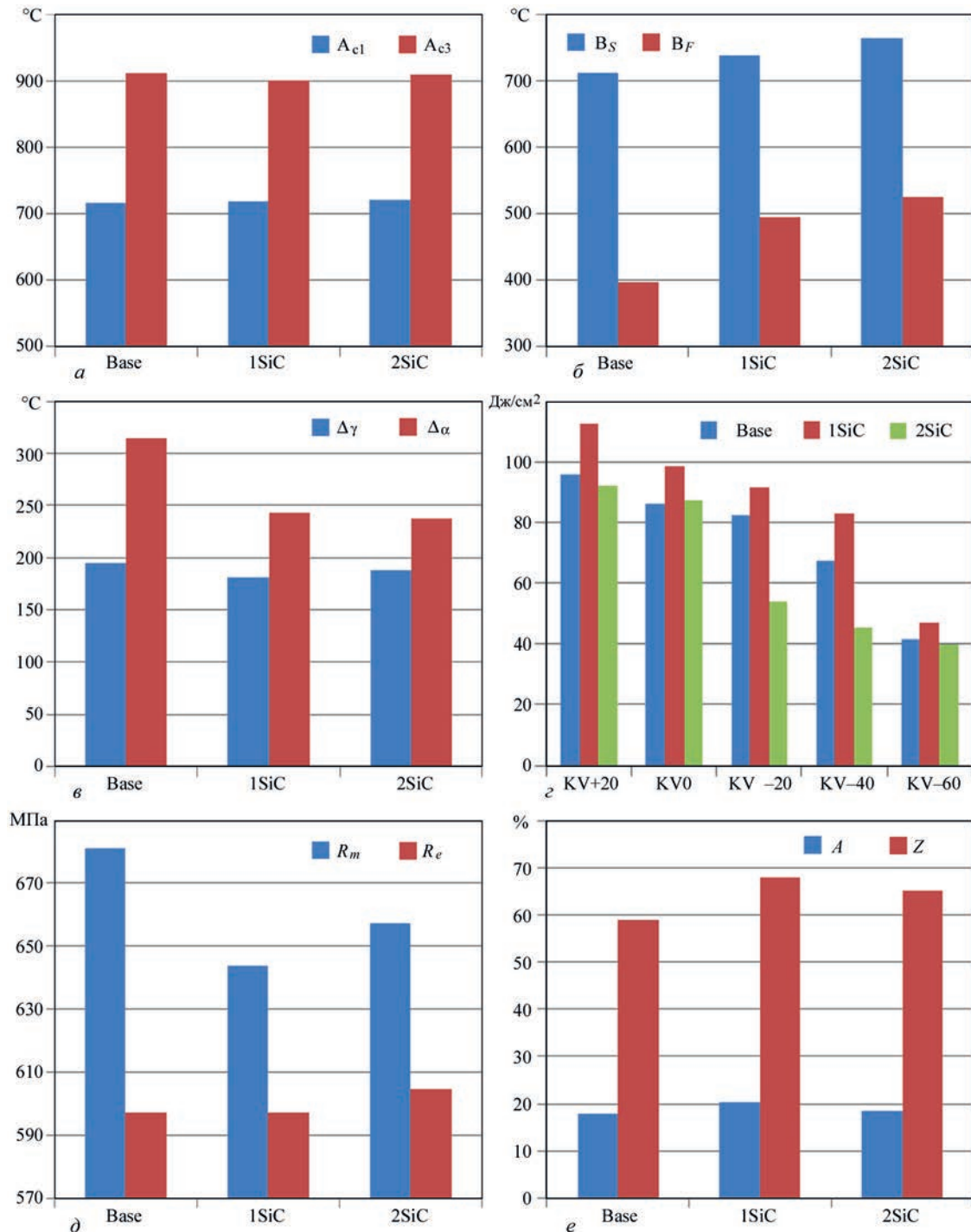


Рис. 4. Результати дослідження металу швів інокульованих карбідом кремнію: а – температури початку та завершення розпаду первинного аустеніту; б – температури початку та закінчення бейнітного перетворення; в – температурні діапазони розпаду аустеніту та бейнітного перетворення; г – ударна в'язкість металу швів в залежності від температури випробування; д – межа міцності (R_m) та плинності (R_e) металу швів; е – відносне подовження (A) та звуження (Z) металу швів

шення вмісту тугоплавких частинок з 0,1 до 0,2 % найбільш помітний вплив справляє на температуру початку та закінчення бейнітного перетворення. Зростає як температура як його початку так і закінчення, тобто формування бейніту відбувається в області більш високих температур, а температурний діапазон цієї області звужується (зростає кінетика перетворення).

Зміна умов формування структури металу швів впливає на їх механічні властивості. Підвищення температури початку бейнітного перетворення, а також збільшення кінетики перетворення співпадає з показником межі міцності металу швів і падіння роботи удару при температурах нижче нуля градусів. Звертає увагу зниження роботи удару при температурах нижче нуля для металу з підвищеним рівнем введених частинок TiC.

Введення до зварювальної ванни карбіду кремнію підвищує інтенсивність процесу її розкислення, під час якого кремній утворює сполуку з наявним у розплаві вільним киснем, а вуглець може взаємодіяти з Fe, Mn і S, присутніми в сталі і утворювати комплексні сполуки. Ці частинки діють як центри зародження (гольчастих) феритових пластини вторинного фериту в металі зварних швів низьколегованих сталей. Включення, які утворюються під час процесу зварювання, можуть діяти як інертні підкладки для зменшення теплової рушійної сили, необхідної для зародження фериту. Таке зменшення вільної енергії формування призводить до формування високого відсотка гольчастої структури всередині зерен аустеніту в конкуренції з межею зерен фериту і росту феритових бічних пластини. Відсутність зернограничного фериту вказує на те, що розмір і розподіл кількості частинок другої фази всередині зерен або неефективне, як місце зародження для первинного фериту або сприяє зниженню граничної енергії за рахунок наявності тонкого шару карбіду, що робить його менш сприятливим для зародження фериту на межі зерен.

Таким чином, інокулювання до зварювальної ванни тугоплавких частинок карбіду кремнію, по-перше, сприяє утворенню зернограничного фериту, по-друге, внутрішньозернисті карбіди діють як інертний субстрат, знижуючи рушійну силу для утворення пластин фериту в тілі зерен. Формування вторинних феритових пластин, із загостреними кінчиками та високим співвідношенням сторін означає, що зростання відбувається за недифузійним механізмом; вони ростуть в перенасиченому вуглецем аустеніті до моменту зіткнення з фери-

товими пластинами та припинення реакції дифузії вуглецю.

З даних, які наведено в табл.2 та 3, видно, що інокулювання металу швів карбідом кремнію приводить до зростання температур початку та закінчення бейнітного перетворення і зниження його температурного діапазону у порівнянні з базовим варіантом. Показники міцності знижуються, а пластичності та в'язкості підвищуються по відношенню до базового варіанту (рис.4). Підвищення обсягу інокулянту до металевого розплаву супроводжується деяким підвищенням показників міцності металу та зниженням рівня роботи удару.

Висновки

1. Введення в метал швів низьколегованих сталей карбідів кремнію та титану в кількості до 0,2 % приводить до зростання кінетики процесу бейнітного перетворення за рахунок підвищення температур початку та закінчення бейнітного перетворення і зниження його температурного діапазону у порівнянні з базовим варіантом. Показники міцності знижуються, а пластичності та в'язкості підвищуються по відношенню до базового варіанту.

2. Зміна умов формування структури металу швів впливає на їх механічні властивості. Підвищення температури початку бейнітного перетворення, а також збільшення кінетики перетворення співпадає із зниженням показника межі міцності металу швів і падінням роботи удару при температурах нижче нуля градусів.

3. Збільшення кількості введених до металевого розплаву тугоплавких частинок до 0,2 % супроводжується деяким підвищенням показників міцності металу та зниженням рівня роботи удару.

Отримані в результаті проведених досліджень дані розширили базу наукових знань щодо таких фазових перетворень у сталі як перебудова кристалічної решітки і перерозподіл вуглецю між фазами. Показано особливості впливу швидкостей цих процесів і морфології продуктів розпаду на основні типи перетворень: феритне, перлітне, бейнітне, які послідовно змінюють один одного при зниженні температури. Всі ці перетворення у процесі охолодження визначають різноманіття властивостей сталі, тому їх вивчення критично важливо для розуміння металургійних процесів.

Список літератури

1. Бестужев Н.И., Михайловский В.М., Бестужев А.Н. и др. (2003) Комплексная инокулирующая обработка жидкого чугуна. *Литейное производство*, **10**, 6–8.
2. Kopycinski, D. (2010) The influence of iron powder and disintegrated steel scrap additives on the solidification of cast iron. *Metallurgy and foundry engineering*. **36**, **2**, 97–102. DOI: <https://doi.org/10.7494/mafe.2010.36.2.97>

3. Болдырев Д.А., Давыдов С.В., Скандцев В.М. (2007) Основные принципы экономической эффективности внедрения новых типов модификаторов в чугунолитейном производстве. *Заготовительные производства в машиностроении*, **9**, 9–16.
4. Васьков И.А. (1978) Структурообразование при формировании отливок из нелегированных и легированных чугунов. *Литейное производство*, **2**, 4–5.
5. Zou Y. Tan C., Qiu Z., Ma W. et al. (2021) Additively manufactured SiC-reinforced stainless steel with excellent strength and wear resistance. *Additive Manufacturing*, **41**, 101971. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101971>
6. Huang, X., Mei, S., Li, Y. et al. (2023) Effect of TiC Content on Microstructure and Wear Performance of 17–4PH Stainless Steel Composites Manufactured by Indirect Metal 3D Printing. *Materials*, **16**, 6449. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16196449>.
7. Liu, G.W., Muolo, M.L., Valenza, F., Passerone A. (2010) Survey on wetting of SiC by molten metals. *Ceramic International J.*, **36**, **4**, 1177–1188. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.01.001>
8. Omranian, P., Shakeri, N., Mohamemadpour, A. et al. (2013) Use of silicon carbide as an inoculant in ductile iron casting to reduce the cost with keeping the properties. *Metal J.*, **15**(5), 1–5.
9. Kamal El-Fawkhry M., Shash A., Sherif A. et al. (2014) Enhancement of pearlitic structure through inoculation with nano-size silicon carbide. *Int. J. Nanoparticles*, **7**(3/4) 203–211. DOI: <https://doi.org/10.1504/IJNP.2014.067607>
10. (2008) INTERNATIONAL STANDARD ISO 14171:2008(E) *Welding consumables – Wire electrodes and wire-flux combinations for submerged arc welding of non alloy and fine grain steels – Classification*.
11. (2003) INTERNATIONAL STANDARD ISO 17639:2003 *Destructive tests on welds in metallic materials - Macroscopic and microscopic examination of welds*.
12. (1990) IIW Doc. No.IX-1533-88/IXJ-123-87 Revision 2/ June 1988 *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*.
13. Костин В.А., Головки В.В., Григоренко Г.М. (2011) Методы оценки упрочнения металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей. *Автоматич. сварка*, **10**, 12–17.
2. Kopycinski, D., Dorula, J. (2010) The influence of iron powder and disintegrated steel scrap additives on the solidification of cast iron. *Metallurgy and Foundry Engineering*, **36**(2), 97–102. DOI: <https://doi.org/10.7494/mafe.2010.36.2.97>
3. Boldyrev, D.A., Davydov, S.V., Skantsev, V.M. (2007) The main principles of the economic efficiency of the introduction of new types of modifiers in cast iron production. *Zagotovitelnye Proizvodstva v Mashinostroenii*, **9**, 9-16 [in Russian].
4. Vashukov, I.A. (1978) Structure formation during the formation of castings from unalloyed and alloyed cast irons. *Liteinoe Proizvodstvo*, **2**, 4–5.
5. Zou, Y. Tan, C., Qiu, Z., Ma, W. et al. (2021) Additively manufactured SiC-reinforced stainless steel with excellent strength and wear resistance. *Additive Manufacturing*, **41**, 101971. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101971>
6. Huang, X., Mei, S., Li, Y. et al. (2023) Effect of TiC content on microstructure and wear performance of 17–4PH stainless steel composites manufactured by indirect metal 3D printing. *Materials*, **16**, 6449. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16196449>.
7. Liu, G.W., Muolo, M.L., Valenza, F., Passerone A. (2010) Survey on wetting of SiC by molten metals. *Ceramic International J.*, **36**, **4**, 1177–1188. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.01.001>
8. Omranian, P., Shakeri, N., Mohamemadpour, A. et al. (2013) Use of silicon carbide as an inoculant in ductile iron casting to reduce the cost with keeping the properties. *Metal J.*, **15**(5), 1–5.
9. Kamal El-Fawkhry, M., Shash, A., Sherif, A. et al. (2014) Enhancement of pearlitic structure through inoculation with nano-size silicon carbide. *Int. J. Nanoparticles*, **7**(3/4), 203–211. DOI: <https://doi.org/10.1504/IJNP.2014.067607>
10. (2008) International standard ISO 14171:2008(E) *Welding consumables – Wire electrodes and wire-flux combinations for submerged arc welding of non alloy and fine grain steels – Classification*.
11. (2003) International standard ISO 17639:2003 *Destructive tests on welds in metallic materials - Macroscopic and microscopic examination of welds*.
12. (1990) IIW Doc. No.IX-1533-88/IXJ-123-87 Revision 2/ June 1988 *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*.
13. Kostin, V.A., Golovko, V.V., Grigorenko, G.M. (2011) Methods for assessment of the strengthening of HSLA steel weld metal. *The Paton Welding J.*, **10**, 12–17.

References

1. Bestuzhev, N.Y., Mikhailovsky, V.M. Bestuzhev, A.N. et al. (2003) Complex inoculating processing of liquid cast iron. *Liteinoe Proizvodstvo*, **10**, 6–8 [in Russian].

DISPERSED CARBIDE EFFECT ON THE KINETICS OF WELD METAL STRUCTURAL TRANSFORMATIONS

V.V. Holovko, V.A. Kostin, V.V. Zhukov

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

E-mail: v_golovko@ukr.net

The results of research on the influence of inoculation of refractory titanium and silicon carbide particles into the weld pool are presented. It is shown that inoculation of the weld metal with silicon carbides leads to an increase in the temperatures of the bainitic transformation beginning and end and a decrease in its temperature range in comparison with the basic version. Strength values decrease, and ductility and toughness increase in relation to the basic version. Inoculation of the weld pool with refractory TiC particles influences the structural transformation temperature of the hardening metal and its mechanical properties. Both the beginning and end temperature of the bainite transformation increases, that is bainite formation occurs in the higher temperature region, and the temperature range of this region narrows (the transformation kinetics increases). 13 Ref., 3 Tabl., 4 Fig.

Keywords: welding, microstructure, dispersed carbides, weld pool inoculation, bainitic transformation

Отримано 26.06.2024

Отримано у переглянутому вигляді 06.08.2024

Прийнято 14.10.2024

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ПРЕСОВОГО ЗВАРЮВАННЯ МАГНІТНОКЕРОВАНОЮ ДУГОЮ ТРУБ МАЛОГО ДІАМЕТРУ З ВИКОРИСТАННЯМ СУПЕРКОНДЕНСАТОРІВ

В.С. Качинський¹, D. Allford², М.П. Драченко¹, І.В. Зяхор¹, В.І. Клименко¹, С.М. Самотрясов¹

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

²ARC SPECIALTIES, 1730 Stebbins Drive, Houston, TX 77043-2807 USA. E-mail: dan@arcspecialties.com

На різноманітних промислових та сільськогосподарських об'єктах використовують труби малих діаметрів до 100 мм, для з'єднання яких традиційно використовують метод ручного дугового або автоматичного зварювання. Розглянуто питання використання суперконденсаторів в обладнанні для процесу пресового зварювання магнітокерованою дугою з метою зменшення пікових навантажень потужності на електричну мережу. Потреба в такому обладнанні визначається в першу чергу завданнями «зелених» технологій. Використання суперконденсаторів в джерелах живлення, дозволяє забезпечити в подальшому оптимальні параметри імпульсних зварювальних процесів з метою підвищення їх якості та продуктивності. Розроблено та виготовлено дослідний зразок нового покоління джерела живлення для пресового зварювання труб малого діаметру в польових та стаціонарних умовах з використанням автономного джерела енергопостачання. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: формувачі зварювального струму, пресове зварювання труб магнітокерованою дугою, автономні джерела потужних імпульсів струму та енергопостачання, суперконденсатори

Вступ. Світ стає все більш залежним від електроенергії, як основного джерела енергії. Через цю тенденцію та посилення глобальної конкуренції виробники зосередилися на підвищенні ефективності та зменшенні споживання електроенергії.

Енергоефективність зварювального устаткування є одним із основних завдань його подальшого вдосконалення. Це також відноситься й до імпульсних процесів зварювання різноманітних деталей. Використання суперконденсаторів, як джерел живлення для контактного точкового зварювання забезпечує значне зменшення ваги в порівнянні зі звичайними підходами (трансформатор і джерело живлення) з подальшими економічними перевагами [1]. Одним із розроблених в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ (ІЕЗ) процесів з'єднання труб є пресове зварювання магнітокерованою дугою (ПЗМД) [2]. З метою зменшення пікових навантажень потужності устаткування на електричну мережу, при виконанні зварювання труб у польових і стаціонарних умовах виробництва [3], проведено дослідження по створенню зварювального комплексу для процесу ПЗМД з енергопостачанням від автономної електростанції (АЕС) на базі суперконденсаторів. Для оптимального вибору її потужності проведено попередній аналіз споживання електроенергії, виходячи з величини електричної енергії, що витрачається при навантаженні.

Конденсатори заряджаються з низькою швидкістю протягом тривалого періоду часу та швидко розряджаються, забезпечуючи високі струми з мінімальним впливом на пікове споживання від електричної мережі. Зарядка конденсаторів при низьких рівнях струму також дозволяє виробникам підключати зварювальні системи без модернізації розподільної потужності своїх заводів. Суперконденсатори накопичують енергію так само, як маховик, накопичуючи енергію протягом тривалого періоду часу, а потім швидко вивільняючи цю енергію, коли це необхідно. Цей підхід є більш ефективним у використанні електроенергії та зменшує витрати на інфраструктуру та капітальне обладнання.

При використанні класичних схем живлення отримання високих коефіцієнтів корисної дії (ККД) зварювального обладнання пов'язано із значними труднощами. Очікується, що застосування ємнісних накопичувачів енергії на суперконденсаторах дозволяє вирішити питання енергозберігання. Застосування суперконденсаторів в устаткуванні для зварювання труб дозволить знизити енергоспоживання та вимоги до електропостачання, значно зменшить вагу та габаритні розміри зварювального устаткування, дозволить розробляти автономні зварювальні комплекси з енергопостачанням від мобільних електростанцій для роботи в польових та стаціонарних умовах.

Качинський В.С. – <https://orcid.org/0000-0001-9695-6434>, Драченко М.П. – <https://orcid.org/0000-0002-4485-2403>,

Зяхор І.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, Клименко В.І. – <https://orcid.org/0000-0002-8709-5924>,

Самотрясов С.М. – <https://orcid.org/0000-0003-4891-9625>

© В.С. Качинський, D. Allford, М.П. Драченко, І.В. Зяхор, В.І. Клименко, С.М. Самотрясов, 2024

Питання розробки генераторів імпульсних струмів (ГІС) для ПЗМД є актуальним. В основі дослідного макету устаткування для ПЗМД був покладений метод формування потужного імпульсу зварювального струму, який ґрунтується на застосуванні в якості енергетичного накопичувача суперконденсаторів (СК) [4–6]. Це дозволяє значно знизити рівень пікових навантажень на електричну мережу і, як наслідок, величину встановленої потужності джерела живлення. Одним з важливих завдань при створенні устаткування для ПЗМД є формування потужного імпульсу струму на завершальному етапі зварювання перед осадкою нагрітих торців труб. До останнього часу для цього використовувалися джерела постійного зварювального струму Lincoln Electric-DC1000 або Miller-DC1000 з піковим імпульсом струму до 1000 А. За результатами проведених досліджень було розроблено та випробувано схему (рис. 1) імпульсного джерела зварювального струму, де для формування імпульсу струму було використано батарею СК.

До схеми входять два інверторних перетворювача ІНВ1 та ІНВ2 з номінальним зварювальним струмом 150 А DC, розділюючі діоди $D1$, $D2$, $D3$; зворотний захисний діод $D4$; формуючі індуктивності $L1$, $L2$; комутатори режимів роботи схеми $SV1$, $SV2$, $SV3$ і енергетичний накопичувач, який виконаний на батареї послідовно сполучених СК C_{ion} . Робочий цикл пристрою складається з трьох фаз: 1 – фаза зарядки імпульсного накопичувача енергії; 2 – фаза прогрівання зварюваних кромок черговою дугою; 3 – фаза імпульсного підвищення струму дуги для оплавлення торців труб.

Заряд імпульсного накопичувача енергії C_{ion} виконується через розділюючий діод $D2$ від з'єднаних послідовно через комутатор $SV1$ інверторів

ІНВ1 та ІНВ2. Напруга заряду конденсатора контролюється схемою контролю та управління (на рис. 1 не показана). Прогрівання зварюваних труб виконується від інверторів ІНВ1 та ІНВ2, які сполучені паралельно комутатором $SV1$ і підключені через діоди $D1$, $D3$, дросель $L1$ і комутатор $SV2$ до виробу. Імпульс форсування струму дуги виконується при замиканні контактора $SV3$ по колу: + C_{ion} , $SV3$, $L2$, навантаження, – C_{ion} . Діод $D4$ захищає контактор $SV3$ від руйнування при гасінні імпульсу струму форсування дуги. Керування комутаторами $SV1$, $SV2$, $SV3$ виконується схемою контролю та керування (на рис. 1 не показано).

Для подальших робіт з дослідження зварювальних процесів був виготовлений лабораторний макет ГІС з контрольованою формою імпульсу струму, в якому були застосовані силові комутатори струму на повністю керованих напівпровідникових структурах [7, 8].

Відповідно до сучасних тенденцій в силовій електроніці [8], стосовно зварювальних процесів при умовно низькій напрузі імпульсу струму, були застосовані силові транзистори з MOSFET структурою, вибір яких обґрунтований особливостями її властивостей, що дозволяє виконувати паралельне з'єднання транзисторів в умовно необмеженій кількості та дає можливість створювати потужні комутатори струму. У якості джерела енергії для формування потужних імпульсів струму були застосовані батареї суперконденсаторів (БСК). Використання БСК в якості потужних джерел струму дозволяє істотно зменшити ваго-габаритні показники ГІС у порівнянні з традиційними рішеннями, в яких у якості джерела імпульсного струму використовується промислова електрична мережа. Крім того, потужність електромережі може бути значно менша, оскільки імпульс струму формує

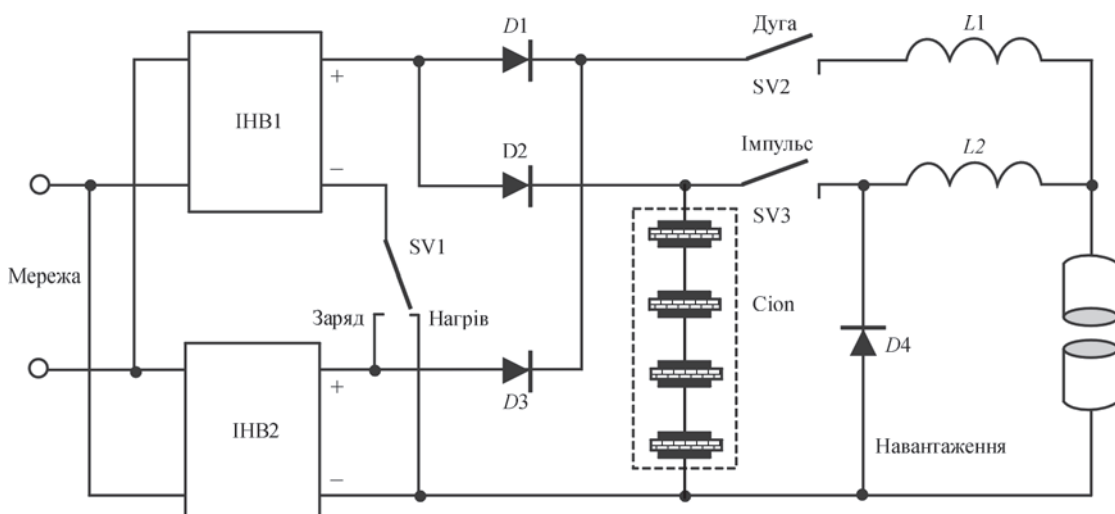


Рис. 1. Схема імпульсного форсування зварювальної дуги: ІНВ1, ІНВ2 – інверторні перетворювачі напруги; $SV1, \dots, SV3$ – механічні перемикачі струму; $D1, \dots, D4$ – діоди; C_{ion} – батарея суперконденсаторів; $L1, L2$ – формуючі індуктори; навантаження – пристрій для зварювання ПЗМД

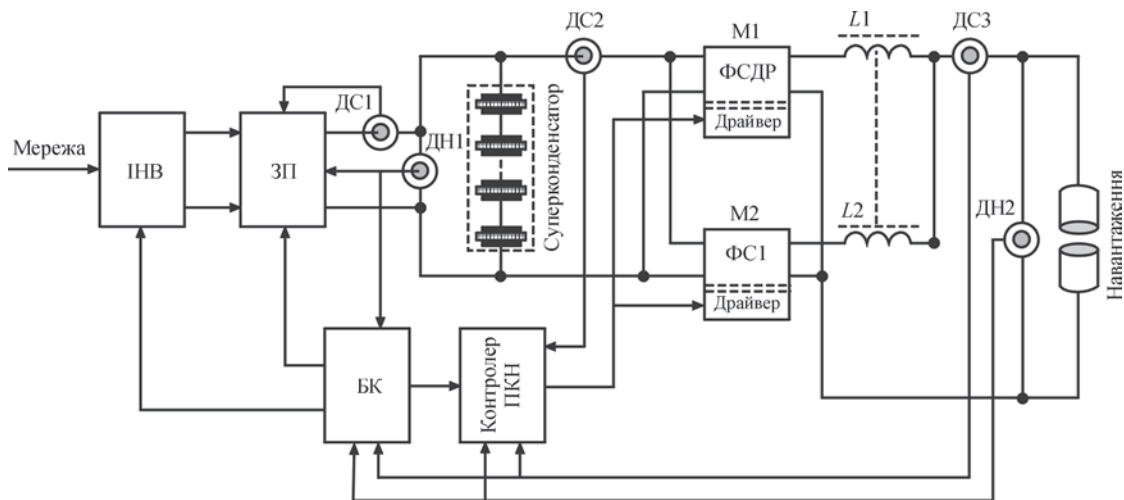


Рис. 2. Узагальнена структурно-функціональна схема генератора імпульсного струму для ПЗМД: ІНВ – інвертор живлення; ЗП – зарядний пристрій; БК – блок керування; ПКН – контролер понижуючих конверторів напруги; ФСДР – формувач струму дуги розігріву; ФСІ – формувач струму імпульсу; ДС, ДН – датчики струму та напруги

Таблиця 1. Хімічний склад металу труби, мас. %

Марка сталі	C	Si	Mn	Ni	S	Cu	P	Cr	V
09Г2С	0,11	0,61	1,48	0,21	0,021	0,21	0,02	0,23	0,11

БСК. При цьому з мережі споживається тільки потужність, яка необхідна для заряду БСК, розподілена на час заряду.

Узагальнену структурно-функціональну схему генератора імпульсного струму з оптимізацією зарядного кола для застосування в ПЗМД устаткуванні наведено на рис. 2.

У схемі ПС в якості формувачів імпульсу струму застосовуються конвертори напруги понижуючого типу (ПКН) з широтно-імпульсною модуляцією (ШІМ), де модуль М1 формує струм нагріву кромки труби, а модуль М2 – імпульс струму опалення кромки. Використання модульної структури побудови ГІС дозволяє поліпшити умови дисипації потужності втрат, а також гнучкіше адаптувати силову частину схеми для різних зварювальних застосувань.

Загальний контроль і управління роботою схеми здійснюється блоком керування (БК). Заряд батареї СК виконується зарядним пристроєм (ЗП), який, у свою чергу, живиться від вхідного інвертора напруги з коректором потужності ІНВ1. Управління ПКН виконується від локальних ШІМ контролерів.

Розробка дослідної технології ПЗМД зварювання з використанням автономного джерела енергопостачання. Для досліджень було використано труби з конструкційної низьколегованої сталі 09Г2С, яка витримує широкий діапазон робочої температури $-70...+450\text{ }^{\circ}\text{C}$. Висока механічна міцність дозволяє використовувати сталь цієї марки в нафтовій промисловості, будівництві трубопроводів і сільському господарстві. Хімічний склад металу труби наведено в табл. 1.

Для проведення досліджень зі зварювання сталевих труб діаметром $38\times3\text{ мм}$ програмували зварювальний струм і напругу дуги та взаємне переміщення труб, що зварювалися, згідно з циклограмою (рис. 3). На початку процесу, протягом часу t_1 , стискають труби для забезпечення надійного контакту їх торців і вмикають джерело живлення дуги, а потім труби розводять на дуговий проміжок, таким чином збуджуючи дугу. Спочатку дуга горить на підвищеному струмі I_1 протягом часу t_2 . Потім зварювальний струм знижується до струму I_2 і протягом часу t_3 прогриваються труби. Після досягнення необхідного нагріву торців труб короткочасно, на час t_4 , підвищується зварювальний струм від СК до величини I_3 , а потім виконується осадка труб та формування зварного з'єднання. Через час t_5 вимикається джерело живлення дуги. А через час t_6 знімається зусилля осадки. Цикл зварювання завершено.

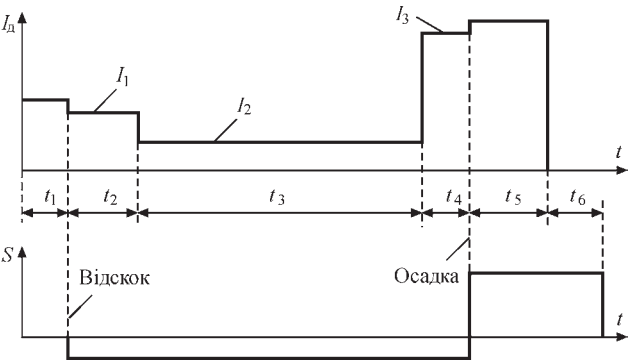


Рис. 3. Циклограма процесу ПЗМД зварювання: I_d , А – зварювальний струм; S, мм – переміщення труби в процесі зварювання; t, с – час зварювання

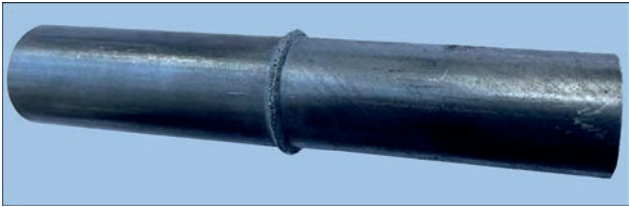


Рис. 4. Зварне з’єднання труби діаметром 38×3 мм

Зразок звареної труби показано на рис. 4. Зварювання виконувалось за допомогою розробленого автономного джерела живлення ГІС для ПЗМД устаткування.

Додатково було проведено дослідження з підвищенням струму після нагрівання, але без виконання осадки (рис. 5). Результати показали, що торці труб перед осадкою мають рівномірне оплавлення по всій поверхні нагрітого металу, що сприяє оптимальному формуванню зварного з’єднання.

Результати механічних випробувань. Механічні випробування, проводилися відповідно до

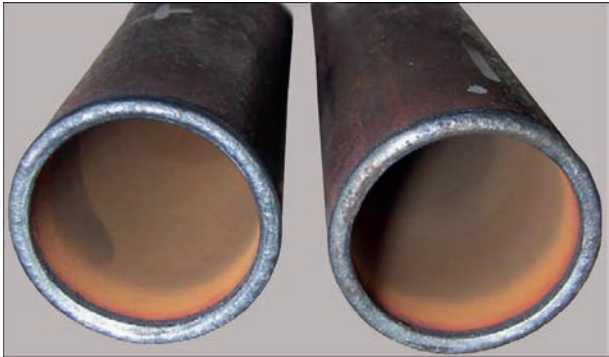


Рис. 5. Зовнішній вид торців труб перед осадкою стандарту API 1104 [9]. Результати випробування наведено в табл. 2.

Розроблення специфікації процедури ПЗМД зварювання з автономним джерелом живлення. На основі розроблених параметрів процесу ПЗМД, було проведено запис процедури зварювання з використанням суперконденсаторів від автономного джерела живлення. По результатах виконаних механічних випробувань, запис процедури зварю-

Таблиця 2. Механічні властивості зварних з’єднань труб

Марка сталі	Діаметр/товщина стінки труби, мм	σ_b , МПа		$KCV_{+20\text{ }^{\circ}\text{C}}$, Дж/см ²	
		Основний метал	Зварне з'єднання	Основний метал	Зварне з'єднання
09Г2С	38×3	488 ± 11	492 ± 12	56 ± 12	52 ± 13

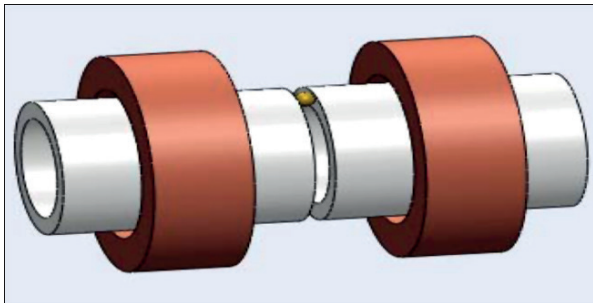
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України					
Специфікація процедури ПЗМД з автономним джерелом живлення					
Специфікація: API 1104 Процес зварювання: ПЗМД Марка сталі: 09Г2С Модель ПЗМД машини: МД-101	ІЕЗ СПЗ/ПЗМД – 001 Метод процесу: Автоматичний Мета СПЗ: Процедура для вуглецевих сталей Діаметр труби: 38 мм Товщина стінки: 3 мм				
Конфігурація з'єднання	Деталі з'єднання				
					
Характеристика з'єднання	Захисні гази та матеріали				
Тип з'єднання – стикове	Захисні гази: не використовуються Зовнішній обдув: не використовується Внутрішній продув: не використовується Зварювальна проволока: не використовується Водяне охолодження: не використовується				
Зварювальні параметри для труб діаметром 38 мм					
Номер етапу	Зварювальний струм, А	Час зварювання, t	Напруга дуги, В	Дуговий зазор, мм	Зусилля осадки, кН
1	220...240	2,5...2,7	24...27	1,7	41...44
2	180...190	10...12			
3	570...610	0,2...0,4			
Підготовлено: _____			Сертифіковано: _____		
Дата: _____			Дата: _____		

Рис. 6. СПЗ для ПЗМД з використанням автономного джерела живлення

вання був далі розроблений у специфікацію процедури зварювання (СПЗ). На рис. 6 наведено специфікацію процедури зварювання, розробленої для труб діаметром 38×3 мм зі сталі 09Г2С.

Результати металографічних досліджень. Дослідження проводились на мікрошліфах зварних з'єднань труб діаметром 38×3 мм, які полірували на високо швидкісних кругах з використанням алмазних паст різної дисперсності. Структуру металу виявляли шляхом хімічного травлення в 4 %-му спиртовому розчині HNO_3 . Дослідження виконували на мікроскопах «Neophot-32» та «Versomet» при різних збільшеннях. Мікротвердість визначали при навантаженні 1 Н на мікротвердомірі М-400 фірми «Лесо». Розмір зерна визначали за шкалами ГОСТ 5639-82. Цифрове зображення мікроструктур отримано за допомогою фотокамери «Olympus».

Лінія з'єднання досить виражена по всій висоті шва. Ширина смуги лінії з'єднання становить в центрі 30...50 мкм, у грата доходить до 180 мкм (рис. 7). Мікроструктура являє собою ферито-перлітну суміш, де перліт спостерігається у вигляді тонких пластин по межах феритних виділень.

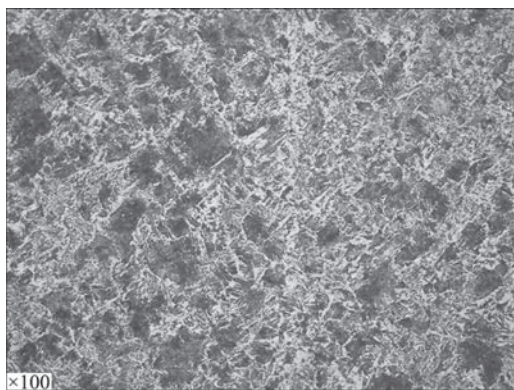


Рис. 7. Лінія з'єднання та ЗТВ зварного з'єднання, ×200

Вимірювання твердості було зроблено у зварному шві, ЗТВ та основному металі. Виміряні значення твердості на зразках для випробування наступні:

- зварне з'єднання: $HV1-2070...2200$ МПа;
- ЗТВ: ділянка перегріву $HV1-1910...2210$ МПа, ширина ділянки перегріву ~ 1200...1300 мкм;
- ділянка повної перекристалізації $HV1-1610...1790$ МПа, ширина ділянки 1400 мкм;
- основний метал: $HV1-1510...1710$ МПа.

За результатами механічних випробувань і металографічних досліджень встановлено, що зварні з'єднання труб знаходяться в допустимих межах відповідно до застосовуваних у промисловості України та інших країн.

Технічні засоби для автономного ПЗМД комплексу. У разі потреби проведення ПЗМД труб в польових та стаціонарних умовах виробництва [2, 10–12], при низьких потужностях вхідної електроенергії, виникає необхідність використання суперконденсаторів та енергопостачання від АЕС. Аналіз і оптимізація зарядно-розрядних процесів ємнісних накопичувачів енергії (ЄНЕ) є одним з головних завдань при проектуванні імпульсних технологічних установок, до яких також відноситься й устаткування для ПЗМД. При виборі методу заряду ЄНЕ виходять, зазвичай, з техніко-економічних показників, при цьому використовується критерій ціна–якість. Як відомо [13,14], при технічній реалізації зарядних пристроїв, в основному, використовуються три способи заряду:

1. Заряд від джерела постійної напруги ($U_3 = \text{const}$);
2. Заряд від джерела постійного струму ($I_3 = \text{const}$);
3. Заряд в режимі постійної потужності ($P_3 = \text{const}$).

У роботі [15] показано, що використання індуктивно-ємнісних перетворювачів (ІЄП) в якості

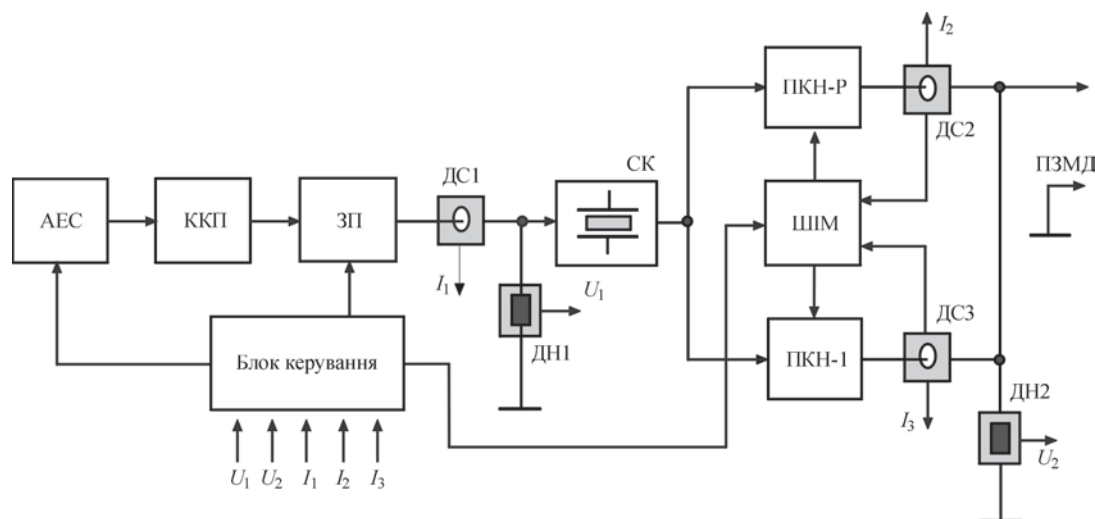


Рис. 8. Структурно-функціональна схема системи живлення для зварювання методом ПЗМД з енергетичним накопичувачем на суперконденсаторах: АЕС; ККП – коректор коефіцієнта потужності; ЗП – зарядний пристрій для батареї суперконденсаторів; СК – батарея суперконденсаторів; ПКН-Р – понижуючий конвертер напруги живлення дуги розігріву; ШІМ – контролер широтно-імпульсної модуляції; ПКН-І – понижуючий конвертер напруги живлення дуги імпульсу; ДН і ДТ – датчики напруги та струму

джерел струму в зарядних пристроях здатне забезпечити ККД близький до 100 %.

Що стосується технічної реалізації пристроїв для ПЗМД, на рис. 8 показано варіант структурно-функціональної схеми пристрою з використанням БСК для накопичення енергії. Така схема є найтехнологічнішою з точки зору оптимального використання ресурсів АЕС у зв'язку з відсутністю пікових навантажень у процесі роботи зварювального комплексу. Заряд СК виконується від спеціального зарядного пристрою – ЗП з використанням технології ІЕП, що дозволяє максимально використати можливості СК, а застосування ККП на вході пристрою підвищує ефективність використання потужності електростанції. Це відбувається тому, що при роботі пристрою протягом зварювального циклу потужність навантаження електростанції практично постійна, що пов'язано із застосуванням енергетичного накопичувача на СК.

Роботу джерела живлення для ПЗМД можна розкласти на наступні основні фази рис. 9: заряд енергетичного накопичувача СК ($t_0 - t_1$); прогрівання зварюваних кромок низькоамперною дугою ($t_2 - t_3$); оплавлення кромок форсованою дугою ($t_3 - t_4$); осадка (t_4). У режимі осадки, відбувається гасіння імпульсу струму.

Кожен режим роботи джерела живлення характеризується своїм алгоритмом роботи схеми, і, як

наслідок, різними втратами в самому блоці живлення, які треба теж враховувати при виборі рівня потужності АЕС.

Для стійкої роботи знижуючих конверторів напруги на зварювальну дугу, напруга на вході ПКН не повинна опускатися менш ніж $1,5U_d$. Для максимального використання властивостей енергетичного накопичувача на СК розряд батареї СК більш ніж на $0,5U_{СК, \max}$ є недоцільним.

На рис. 10, а наведено один з варіантів дослідного зразка системи живлення для ПЗМД зварювальної машини (рис. 10, б), на базі 6 кВт міні-електростанції, а на рис. 11 – його структурно-функціональну блок-схему.

Технічні характеристики експериментального автономного енергокомплексу для зварювання труб малого діаметру методом ПЗМД:

- потужність автономного бензоагрегату: $P = 6$ кВА, $\cos \varphi > 0,8$;
- батарея суперконденсаторів: $C = 60$ Ф, $U = 68$ В;
- діапазон значень амплітуди імпульсу струму: $I_{\text{ІМП}} = 0,4 \dots 2,0$ кА;
- діапазон значень струму дуги прогрівання: $I_{\text{ІПР}} = 75 \dots 200$ А;
- діапазон значень тривалості імпульсу струму: $T_I = 0,05 \dots 1,0$ с.

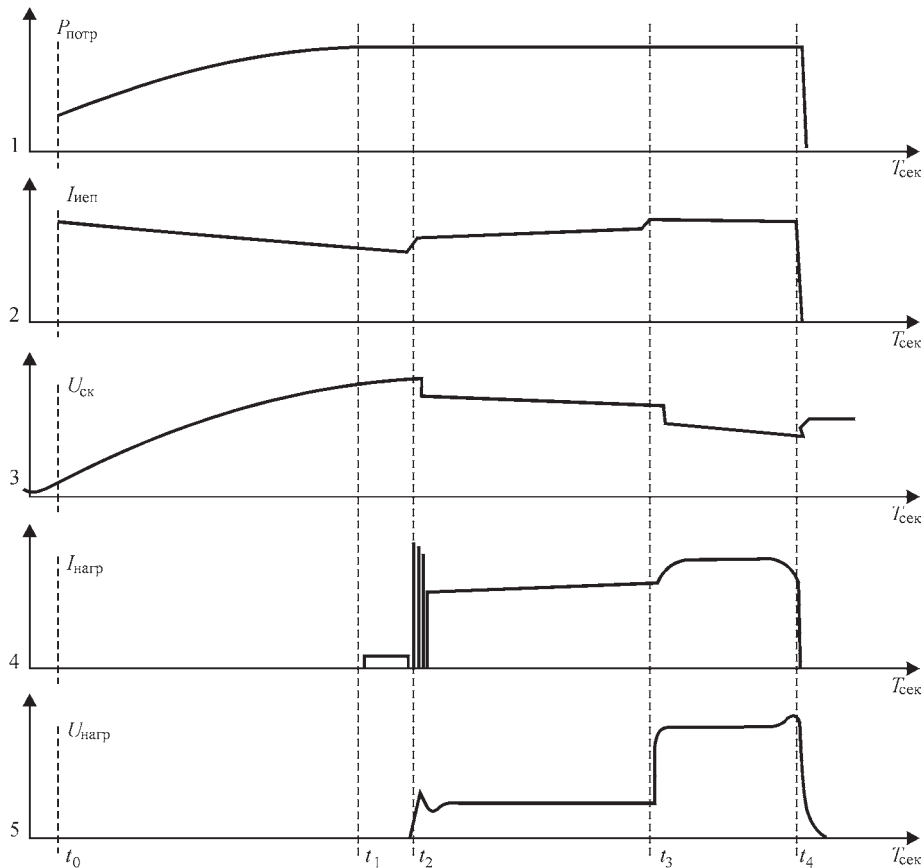


Рис. 9. Діаграми струмів і напруги в інтервалі часу робочого циклу комплексу: 1 – потужність, споживана від АЕС; 2 – зарядний струм БСК; 3 – напруга на БСК; 4 – струм навантаження; 5 – напруга навантаження

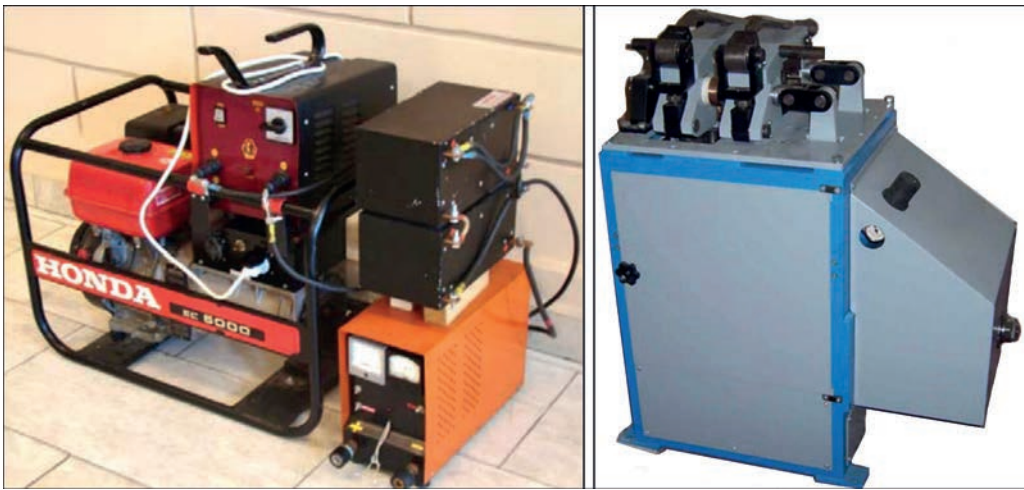


Рис. 10. Автономний енергокомплекс на базі міні-електростанції 6 кВА (а) та установка для ПЗМД зварювання труб МД101 (б)

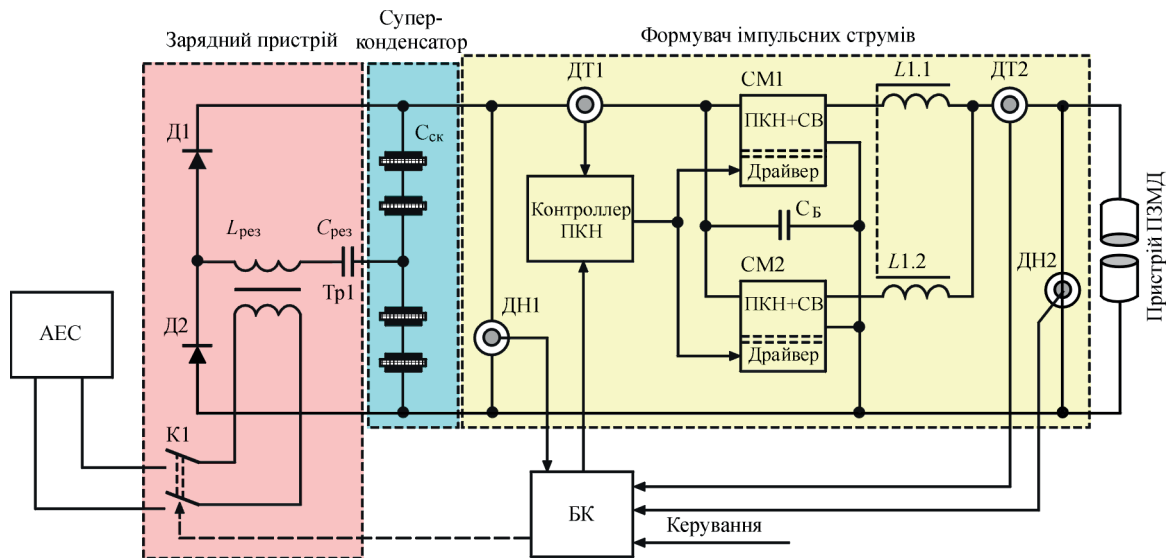


Рис. 11. Структурно-функціональна блок-схема автономного енергокомплексу для ПЗМД: АЕС; Д1, Д2, К1, $C_{рез}$, $L_{рез}$, $Tp1$ – зарядний пристрій; $C_{ск}$ – батарея суперконденсаторів; СМ1 – понижуючий конвертер напруги живлення дуги нагріву; Контролер ПKN – контролер широтно-імпульсної модуляції; СМ2 – понижуючий конвертер напруги живлення дуги імпульсу; БК – блок керування комплексом; ДН і ДТ – датчики напруги і струму; L1.1, L1.2 – дроселі індуктивних накопичувачів

Висновки

- 1. За допомогою процесу ПЗМД з автономним джерелом живлення на базі суперконденсаторів витрати споживаної енергії можна знизити на 50...70 % порівняно зі звичайним процесом зварювання.
- 2. Для ПЗМД з суперконденсаторами було розроблено дослідно-промислову технологію зварювання.
- 3. Суперконденсатори мають технічний потенціал для створення необхідного зварювального струму з заданою напругою дуги та тривалістю імпульсів при ПЗМД труб малих діаметрів.
- 4. Сучасні тенденції розвитку в області електричних накопичувачів енергії свідчать про те, що для імпульсних технологічних установок найперспективнішими є пристрої ємнісного типу. Особливо це стосується конденсаторів з подвійним електричним шаром – суперконденсаторів, питома ємність яких для промислових зразків вже зараз перевищує 20 Ф/г. Оскільки їх внутрішній опір складає одиниці мОм,

- вони можуть ефективно використовуватися в імпульсних технологічних установках.
- 5. При розробці установок для імпульсних процесів зварювання необхідно враховувати такий важливий параметр конденсаторів, як енергетична ефективність. Це пов'язано, з тим, що ступінь розряду визначається мінімальним рівнем напруги, при якій можливе протікання конкретного технологічного процесу, та з оптимізацією у процесах заряду – розряду ємнісних накопичувачів енергії.
- 6. Застосування суперконденсаторів в установках для ПЗМД значно підвищує енергоефективність зварювання, покращує технологічну якість зварних з'єднань, знижує собівартість зварювального устаткування, зменшує пікові навантаження на електричну мережу.
- 7. Подальші роботи по визначенню ефективності використання суперконденсаторів у процесах зварювання будуть спрямовані на досліджен-

ня процесу ПЗМД і формування зварних з'єднань труб більших діаметрів із сталей різного класу.

Список літератури

1. Jerry E. Gould, Hee Chang (2013) Estimations of compatibility of supercapacitors for use as power sources for resistance welding guns. International Institute of Welding, III-1208-02. *Welding in the World*, 57(6), 887–894.
2. Kachynskiy, V.S., Kuchuk-Yatsenko, S.I., Koval, M.P., Goncharenko, E.I. (2016) Technology and equipment for press magnetically-impelled arc welding of position joints of small-diameter pipes in site and stationary conditions. *The Paton Welding J.*, 5–6, 33–38, <https://doi.org/10.15407/as2016.06.05>
3. Kachinskiy, V.S., Krivenko, V.G., Ignatenko, V.Yu. (2002) Magnetically impelled arc butt welding of hollow and solid parts. International Institute of Welding, III-1208-02. *Welding in the World*, 46, (7/8).
4. Gautham Prasad, G., NidheeshShetty, Simran Thakur, Rakshitha, Bommegowda K.B. (2019) Supercapacitor technology and its applications: a review, IOP Conf. Series: *Materials Science and Engineering* 561, 012105. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/561/1/012105>
5. Коротинский А.Е., Драченко Н.П., Шапка В.А. (2014) Особенности применения суперконденсаторов в устройствах для импульсных технологий сварки. *Автоматич. сварка*, 9, 36–40. <https://doi.org/10.15407/tpwj.2014.09.05>
6. Коротинський О.Є., М.І. Скопюк, І.В. Вертецька (2021) Високоєфективні джерела для дугового зварювання на основі ємнісних накопичувачів електричної енергії. *Автоматичне зварювання*, 3, 47–53. <https://doi.org/10.37434/tpwj.2021.03.08>
7. Коротинський О.Є., Драченко М.П., Жерносков А.М., Вертецька І.В. (2023) Формувачі зварювальних струмів з використанням штучних довгих ліній. *Автоматичне зварювання*, 12, 53–57. <https://doi.org/10.37434/tpwj.2024.01.04>
8. Шидловский А.К., Щерба А.А., Супруновская Н.И. (2009) *Энергетические процессы в электроимпульсных установках с емкостными накопителями энергии*. Киев, НАНУ–ИЭД.
9. API Standart 1104 (2013) *Welding of pipelines and related facilities*. American Petroleum Institute.
10. Leigh, F., Cec, S., Gabriel, S. (2003) *MIAB welding: breakthrough technology for high productivity field welding of pipelines*. APIA National Convention Pipelines – Yesterday, Today and Tomorrow Convened by the Australian Pipeline Industry Association.
11. Edson, D.A. (1982) *Magnetically impelled arc faying surfaces welding of thick wall tubes*. International Institute of Welding, IM-726–82.
12. Hiller, F., Schmidt, M., Breiksch, J. (2003) *Use of the magnetarc welding process in the production of truck cab suspension systems*. ThyssenKrupp Techforum, 40–43.
13. Опрє В.М. (2008) Генераторы прямоугольных импульсов тока. *Силовая электроника*, 1, 56–61.
14. Громовенко В.М., Опрє В.М., Щеголева Н.А. (1997) Зарядные устройства расщепленных емкостных накопителей. *Электротехника*, 3, 46–48.

15. Пентегов И.В. (1982) *Основы теории зарядных цепей емкостных накопителей энергии*. Киев, Наукова думка.

References

1. Jerry E. Gould, Hee Chang, (2013) Estimations of compatibility of supercapacitors for use as power sources for resistance welding guns. Doc. IIW III-1208-02, *Welding in the World*, 57(6), 887–894.
2. Kachinsky, V.S., Kuchuk-Yatsenko, S.I., Koval, M.P., Goncharenko, E.I. (2016) Technology and equipment for press magnetically-impelled arc welding of position joints of small-diameter pipes in site and stationary conditions. *The Paton Welding J.*, 5–6, 29–34. <https://doi.org/10.15407/as2016.06.05>
3. Kachinskiy V.S., Krivenko V.G., Ignatenko V.Yu. (2002) Magnetically impelled arc butt welding of hollow and solid parts. Doc. IIW III-1208-02, *Welding in the World*, 46 (7/8).
4. Gautham Prasad G, NidheeshShetty, Simran Thakur, Rakshitha and Bommegowda K.B. (2019) Supercapacitor technology and its applications: A review. IOP Conf. Series: *Mater. Sci. and Engin.*, 561 012105. doi:10.1088/1757-899X/561/1/012105.
5. Korotynsky, A.E., Drachenko, N.P., Shapka, V.A. (2014) Peculiarities of application of supercapacitors in devices for pulse welding technologies, *The Paton Welding J.*, 9, 34–38. <https://doi.org/10.15407/tpwj.2014.09.05>
6. Korotynskiy, O.E., Skopyuk, M.I., Vertetska, I.V. (2021) High-efficient sources for arc welding on the base of capacitive energy storage systems. *The Paton Welding J.*, 3, 43–48, <https://doi.org/10.37434/tpwj.2021.03.08>
7. Korotynskiy, O.Ye., Drachenko, M.P., Zhernosekov, A.M., Vertetska, I.V. (2024) Welding current formers using artificial long lines. *The Paton Welding J.*, 1, 27–31. <https://doi.org/10.37434/tpwj.2024.01.04>
8. Shidlovsky, A.K., Shcherba, A.A., Suprunovskaya, N.I. (2009) *Energy processes in electropulse installations with capacitive energy storage*. Kyiv: NANU – IED
9. API standard 1104 (2013) *Welding of pipelines and related facilities*, API.
10. Leigh, F., Cec, S., Gabriel S. (2003) *MIAB welding: Breakthrough technology for high productivity field welding of pipelines*, APIA National Convention Pipelines – Yesterday, Today and Tomorrow Convened by the Australian Pipeline Industry Association.
11. Edson, D.A. (1982), *Magnetically impelled arc faying surfaces welding of thick wall tubes*, Doc. IIW, IM-726–82.
12. Hiller, F., Schmidt, M., Breiksch J. (2003) Use of the magnetarc welding process in the production of truck cab suspension systems, Thyssen Krupp Techforum, 40–43.
13. Opre, V.M. (2008) Generators of rectangular current pulses. *Power Electronics*, 1, 56–61.
14. Gromovenko, V. M., Opre, V. M., Shchegoleva, N. A. (1997) Charging devices of split capacitive storage devices. *Electrical Engineering*, 3, 46–48.
15. Pentegov, I.V. (1982) *Fundamentals of the theory of charging circuits of capacitive energy storage*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

DEVELOPMENT OF THE TECHNOLOGY OF PRESS WELDING WITH A MAGNETICALLY IMPELLED ARC OF SMALL-DIAMETER PIPES USING SUPERCAPACITORS

V.S. Kachynskiy¹, D. Allford², M.P. Drachenko¹, I.V. Ziakhor¹, V.I. Klymenko¹, S.M. Samotryasov¹,

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

E-mail: vskweld@gmail.com

²ARC SPECIALTIES, 1730 Stebbins Drive, Houston, TX 77043-2807 USA. E-mail: dan@arcspecialties.com

Pipes of small diameters of up to 100 mm are used at various industrial and agricultural facilities. The methods of manual arc welding or automatic welding are traditionally used for welding the pipes. The issue of using supercapacitors in equipment for magnetically impelled arc butt welding (MIAB) process, in order to reduce peak loads on the electrical network is considered. The need for such equipment is primarily determined by the tasks of «green» technologies. Application of supercapacitors in power sources allows ensuring further on the optimal parameters of pulse welding processes, in order to improve their quality and work productivity. A prototype of a new generation of power source for MIAB welding of pipes of a small diameter in the field and stationary conditions using an autonomous power supply source has been developed and manufactured. 15 Ref., 2 Tabl., 11 Fig.

Keywords: generators of welding current, magnetically impelled arc butt welding, autonomous sources of powerful current pulses and power supply, supercapacitors.

Отримано 24.04.2024

Отримано у переглянутому вигляді 18.07.2024

Прийнято 09.09.2024

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ПОКРИТТІВ З КАРБІДІВ ВОЛЬФРАМУ ТА ХРОМУ ПРИ ДЕТОНАЦІЙНО-ГАЗОВОМУ НАПИЛЕННІ З КУМУЛЯЦІЄЮ ЕНЕРГІЇ В БАГАТОКАМЕРНОМУ ПРИСТРОЇ

Ke Liming, П. Стухляк, В. Мудріченко

Науково-дослідний інститут зварювальних технологій ім. Є.О. Патона провінції Чжецзян, 233 Yonghui Road, Xiaoshan District, Hangzhou City, Zhejiang Province, China. E-mail: stukhlyakpetro@gmail.com

В роботі наведено результати досліджень структури покриттів, отриманих з порошків на основі карбідів хрому ($75\text{Cr}_3\text{C}_2+25\text{NiCr}$) (мас. %) та вольфраму ($\text{WC}+12\text{Co}$) (мас. %) детонаційно-газовим напиленням з кумуляцією енергії в багатокамерних пристроях. Встановлено, що дана технологія забезпечує отримання покриттів високої щільності товщиною 200...500 мкм з пористістю менше 1 % та мікротвердістю $HV_{0.05} = 1235 \pm 80$ ($\text{WC}+12\text{Co}$) (мас. %) та 1547 ± 150 ($75\text{Cr}_3\text{C}_2+25\text{NiCr}$) (мас. %). Характерною особливістю даних покриттів є утворення субструктури розміром 1...8 мкм і зміцнюючих фаз карбідного типу з розмірами 100...800 нм, що рівномірно розподілені у об'ємі матеріалу покриття. Встановлено, що високий рівень структурного зміцнення вказаних покриттів забезпечується формуванням матеріалу з дисперсною субзеренною структурою при рівномірному розподілі частинок зміцнюючих фаз у ньому. Бібліогр. 27, табл. 4, рис. 7.

Ключові слова: захисні покриття, багатокамерне кумулятивно-детонаційне напилення, мікроструктура, мікротвердість, субструктура, структурне зміцнення

Вступ. Покращення експлуатаційної надійності механізмів нафтоперекачуючого обладнання технологічного устаткування передбачає використання зносостійких покриттів, що працюють при підвищених температурах. Перспективним у даному напрямку досліджень є застосування матеріалів на основі карбідів хрому та вольфраму. Формування таких композитів та покриттів на їх основі здійснюють газотермічним напиленням [1–3], у тому числі високопродуктивним методом детонаційного напилення при швидкості процесу, що перевищує швидкість звуку у кілька разів [4–7].

У порівнянні з іншими методами отримання покриттів [8–12], такими як газополуменевий, плазмовий або лазерні та гібридні технології – метод багатокамерного детонаційного напилення забезпечує отримання кращого технологічного ефекту формування покриттів за рахунок реалізації ефекту кумуляції енергії у спеціально сконструйованих камерах [6, 7]. У даному випадку підвищується тиск імпульсного газового потоку, що зумовлює збільшення швидкостей продуктів детонаційного згоряння у соплі (1800 м/с) та швидкості транспортування порошку (1200...1600 м/с) до поверхні для формування покриттів. Цей метод дозволяє отримувати якісні безпористі наноструктуровані покриття, в тому числі на основі карбідів, з високими адгезійними та когезійними характеристиками та щільністю [13–16].

Цікавим з наукової та практичної точки зору є використання дисперсних порошкових матеріалів WC-Co , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, що добре себе зарекомендували при формуванні захисних покриттів поверхонь деталей, вузлів механізмів та машин різного функційного призначення. Вибір вказаних матеріалів зумовлено температурними умовами їх експлуатації при 500...520 та 820...870 °С, відповідно, в умовах ерозійного, кавітаційного зношування та при динамічних знакозмінних навантаженнях. Формування матеріалів на основі WC та Cr_3C_2 з вмістом Co та Ni зумовлює виникнення в матеріалі покриття нанокристалічної структури та зон з некристалічною структурою [3, 17, 18]. Це дозволяє підвищити зносостійкість, покращити тріщиностійкість за рахунок зміцнення на межі поділу фаз та підвищити міцність адгезійних з'єднань покриттів з основою.

Застосування вказаних матеріалів не обмежується нафтотранспортним обладнанням. Особливо перспективним є використання таких захисних покриттів в гірничодобувній промисловості, для обладнання при бурінні нафтових свердловин, сільськогосподарській техніці та для металорізальних інструментів, ремонту обладнання шляхом відновлення зношуваних поверхонь. Перспективним є використання для всіх видів клапанів, водяних турбін, валків для прокату ли-

стової сталі, валів тощо для захисту їх робочих поверхонь.

На даний час недостатньо уваги приділено дослідженням особливостей формування зазначених покриттів, отриманих з використанням методу детонаційного багатокамерного наплення та визначенню їхніх структурно-фазових характеристик, які впливають на їх службові властивості.

Метою роботи є дослідження структури покриттів з порошків різних систем WC-Co; Cr_3C_2 -NiCr, що отримані методом багатокамерного детонаційного наплення та впливу структурно-фазових характеристик на показники твердості.

Матеріали та методики досліджень. Покриття для проведення досліджень наносили в Науково-дослідному інституті зварювальних технологій ім. Є.О. Патона в провінції Чжецзян (КНР) на роботизованому комплексі детонаційно-газового наплення, розробленому в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (рис. 1).

Наплення покриттів здійснювали за допомогою багатокамерного детонаційного пристрою (рис. 1), який включає: спеціально спрофільовану форкамеру, що дозволяє значно скоротити ділянку переходу режиму горіння до детонації; основну циліндричну камеру, що служить для розвитку процесу детонації, створення основного газодинамічного напору продуктів детонаційного згоряння, які прискорюють і нагрівають порошок; кільцеву камеру, призначену для створення додаткового газодинамічного потоку, який «підпирає» в

циліндричному стволі продукти детонації від другої (основної) камери, і розширює зону нагрівання та прискорення порошку. Шляхом застосування такої конструкції багатокамерного детонаційного пристрою забезпечується інтенсифікація детонаційного режиму горіння, кумулювання енергії детонації та створення ефекту перестискання детонаційної хвилі [6, 7].

Для наплення покриттів застосовували порошки: WC+12Co (мас. %) (AMPERIT®518.074); $75\text{Cr}_3\text{C}_2$ +25NiCr (мас. %) (AMPERIT®585.003) із розміром частинок 15...45 мкм. Перед напленням проводили струменево-абразивну обробку поверхні матеріалу основи (Ст.3) електрокорундом білим марки F16 (фракція 1...2 мм). Режим наплення: швидкість переміщення гармати 1500 мм/хв; співвідношення довжина/діаметр (l/d) ствола гармати = 325/16 мм; витрати кисню – O_2 = 41 л/хв (1 камера), O_2 = 35 л/хв (2 камера); у кожній камері витрати повітря – 11 л/хв та C_3H_8 – 11 л/хв; витрати порошку 1600 г/год. Дистанція наплення (відстань від сопла) багатокамерного пристрою до поверхні сталевих основи складала 60...70 мм. Покриття № 1 (WC+12 Co) наплювали у три проходи, № 2 (WC+12Co) та № 3 ($75\text{Cr}_3\text{C}_2$ +25NiCr) – у сім проходів.

Дослідження мікроструктури покриттів проводили із застосуванням світлової мікроскопії (мікроскоп Zeiss Axio Imager M2m). Визначали товщину покриттів (δ), мікротвердість (HV), розміри структурних складових – ширину ламелей (h_λ) та їх об'ємну частку (V_λ , %), пористість (Π , %)

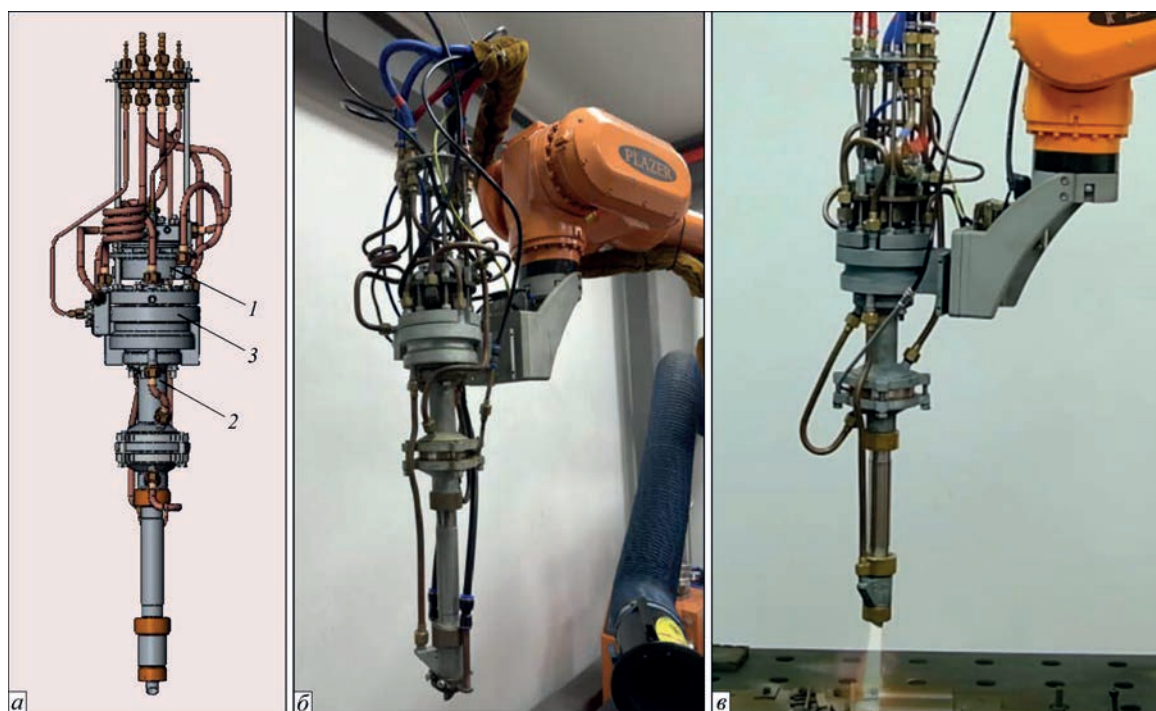


Рис. 1. Вигляд багатокамерного детонаційного пристрою (а, б) та процес детонаційно-газового наплення (в) з кумуляцією енергії в багатокамерному пристрої: 1 – форкамера; 2 – основна камера; 3 – циліндрична камера

(табл. 1). Пористість покриттів та об’ємну частку ламелей визначали за допомогою металографічного програмного забезпечення із застосуванням програмного пакету «Pro Imaging» (Zeiss Axio Imager M2m). Мікротвердість вимірювали на приладі VN1102 (США) при навантаженні 0,5 кг.

Результати досліджень. Із вихідних порошків отримано три типу покриттів: № 1 – з порошку (WC+12Co) товщиною $\delta = 200$ мкм (рис. 2, а); № 2 – (WC+12Co) товщиною $\delta = 520$ мкм (рис. 3, а); № 3 – (75Cr₃C₂–25NiCr) товщиною $\delta = 500$ мкм (рис. 4, а). Матеріали покриттів відрізняються за об’ємною часткою ламелей (табл. 1).

Покриття з порошку (WC+12Co) характеризується об’ємною часткою ламелей (V_{λ}) у матриці 5...10 % (покриття № 1) та 10...15 % (покриття № 2), відповідно (рис. 2, б; рис. 3, б). Напилення Cr₃C₂–NiCr забезпечує ламелізацію з $V_{\lambda} = 25...30$ % (рис. 4, б).

При застосуванні порошку Cr₃C₂–NiCr в матеріалі покриття № 3 ширина ламелей $h_{\lambda} = 1...20$ мкм

(табл. 2). При цьому спостерігали формування зеренної структури при $D_z = 10...20$ мкм (рис. 4, б) та субструктури розміром $d_c = 2...8$ мкм (рис. 4, в, з) з мікротвердістю $HV_{0,5} = 1417 \pm 67$ МПа (по товщині покриття) та $HV_{0,5} = 1547 \pm 150$ МПа (по довжині середньої зони покриття) (табл. 2). Також характерна наявність частинок дисперсних фаз розміром $d_q = 0,15...0,3$ мкм при їх рівномірному розподілі на відстанях $\lambda_q = 0,2...0,45$ мкм (рис. 4, в).

У разі отримання покриття № 2 із порошку (WC+12Co) ширина ламелей $h_{\lambda} = 20...30$ мкм, розмір зерен складає $D_z = 10...20$ мкм при мікротвердості $HV_{0,5} = 1235 \pm 80$ (по товщині покриття) та $HV_{0,5} = 1209 \pm 80$ МПа (по довжині середньої зони покриття), табл. 2. Також спостерігали формування субструктури розміром $d_c = 1,2...3,0$ мкм (рис. 3, в) при наявності частинок дисперсних фаз розміром $d_q = 0,15...0,45$ мкм на відстанях $\lambda_q = 0,25...0,6$ мкм (рис. 3, з).

Для матеріалу покриттів № 1, що напилено при використанні порошку (WC–Co) характерно формування зеренної та субзеренної структур з розмірами $D_z = 10...20$ мкм (рис. 2, б) та $d_c = 2...5$ мкм (рис. 2, в, з) з мікротвердістю $HV_{0,5} = 1120 \pm 100$ МПа (по товщині) та $HV_{0,5} = 1184 \pm 66$ МПа (по довжині середньої зони покриття), табл. 1, 2. Розмір частинок дисперсних фаз $d_q = 0,1...0,8$ мкм, відстань між ними $\lambda_q = 0,16...1,0$ мкм (рис. 2, з).

Таблиця 1. Структурні параметри покриттів

Покриття	δ , мкм	$HV_{0,5}$		V_{λ} , %
		по товщині	по довжині	
№ 1 (WC–Co)	200	1120 ± 100	1184 ± 66	5...10
№ 2 (WC–Co)	520	1235 ± 80	1209 ± 80	10...15
№ 3 (Cr ₃ C ₂ –NiCr)	500	1417 ± 67	1547 ± 150	25...30

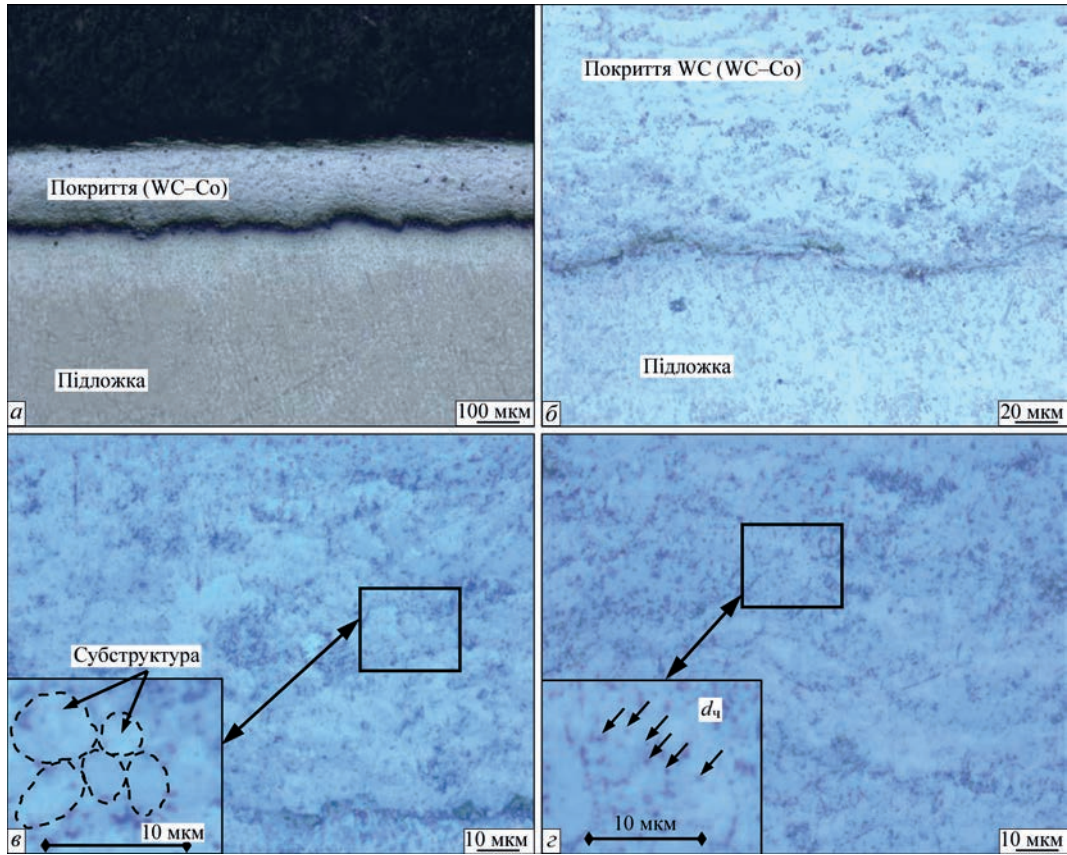


Рис. 2. Мікроструктура покриття № 1 з порошку(WC+12Co) (а – ×100; б – ×500; в, з – ×1000)

Таблиця 2. Мікроструктурні параметри матеріалу покриттів

Покриття	Структурні параметри				
	h_z , мкм	D_z , мкм	d_c , мкм	d_q , мкм	λ_q , мкм
№ 1 (WC–Co)	20...30	10...40	2...5	0,15...0,45	0,25...0,6
№ 2 (WC–Co)	8...20	10...20	1,2...3	0,1...0,8	0,16...1,0
№ 3 (Cr_3C_2 –NiCr)	2...20	10...20	2...8	0,15...0,3	0,2...0,45

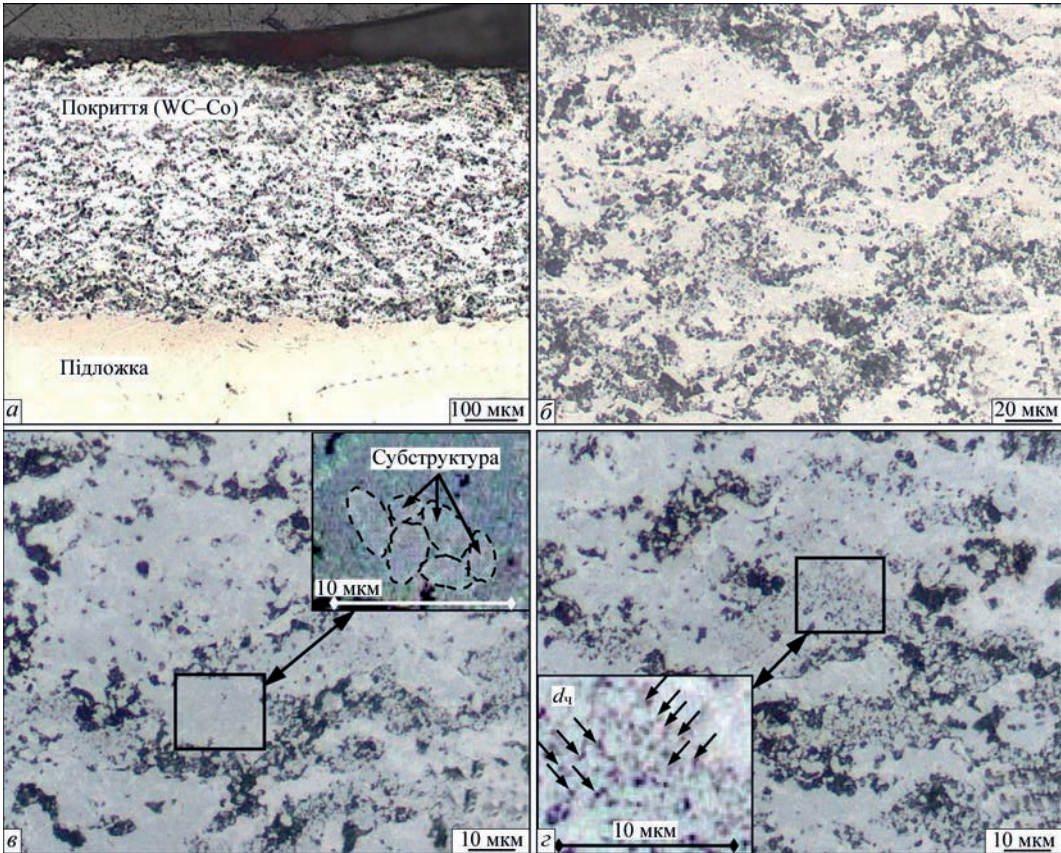


Рис. 3. Мікроструктура покриття № 2 з порошку WC–Co ($a - \times 100$; $b - \times 500$; $в, г - \times 1000$)

Основними фазами, що утворюються у матеріалі покриттів з порошків на основі карбіду вольфраму є утворення WC та W_2C [19, 20].

Таким чином, металографічними дослідженнями структури матеріалів покриттів, що отримані методом багатокамерного детонаційного наплення порошків на основі карбідів вольфраму та хрому, встановлено наступне. Покриття характеризуються пористістю менше 1 %, відрізняються мікротвердістю та ламелізацією. Рівень мікротвердості у матеріалі покриттів без значних градієнтів. Практично однакова мікротвердість у покриттях різної товщини (№ 1 та № 2), що наплено з порошку на основі WC (рис. 5).

Найбільш високу мікротвердість спостерігали у покритті Cr_3C_2 –NiCr (рис. 5). При детальних вимірюваннях $HV_{0,5}$ різних структурних складових, таких як нерозплавлені частинки (рис. 6, а), світлі (рис. 6, б) та темні ламелі (рис. 6, в) виявлено, що їх мікротвердість відрізняється: $HV_{0,5} = 579...1147$ (нерозплавлені частинки); $HV_{0,5} = 826...1776$ (світ-

лі ламелі); $HV_{0,5} = 1039...1573$ (темні ламелі). Це свідчить про активність процесу фазоутворення при формуванні покриття. Застосування порошку Cr_3C_2 –NiCr для наплення покриття зумовлює наявність частинок фаз Cr_3C_2 (30...50 %) та 30...40 % ($\text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3$) [13, 21–23].

Порівняно з покриттям Cr_3C_2 –NiCr в покриттях з порошку WC–Co мікротвердість знижується в середньому у 1,2 рази. При напленні порошку (WC–Co) у матеріалі покриття № 1 (товщиною $\delta = 200$ мкм) ширина ламелей та розмір зерен збільшуються у 2,2 рази, при укрупненні субструктури у 2,6 рази.

Проведені вимірювання розмірів та розподілу частинок фаз у матриці покриттів. Використано програмне забезпечення до металографічного мікроскопу Zeiss Axio Imager M2m. При аналізі фрагментів мікроструктури що отримано при збільшеннях $\times 1000$ (рис. 2, г; рис. 3, г; рис. 4, в) далі проводили наступне збільшення зображень у 10...15 разів.

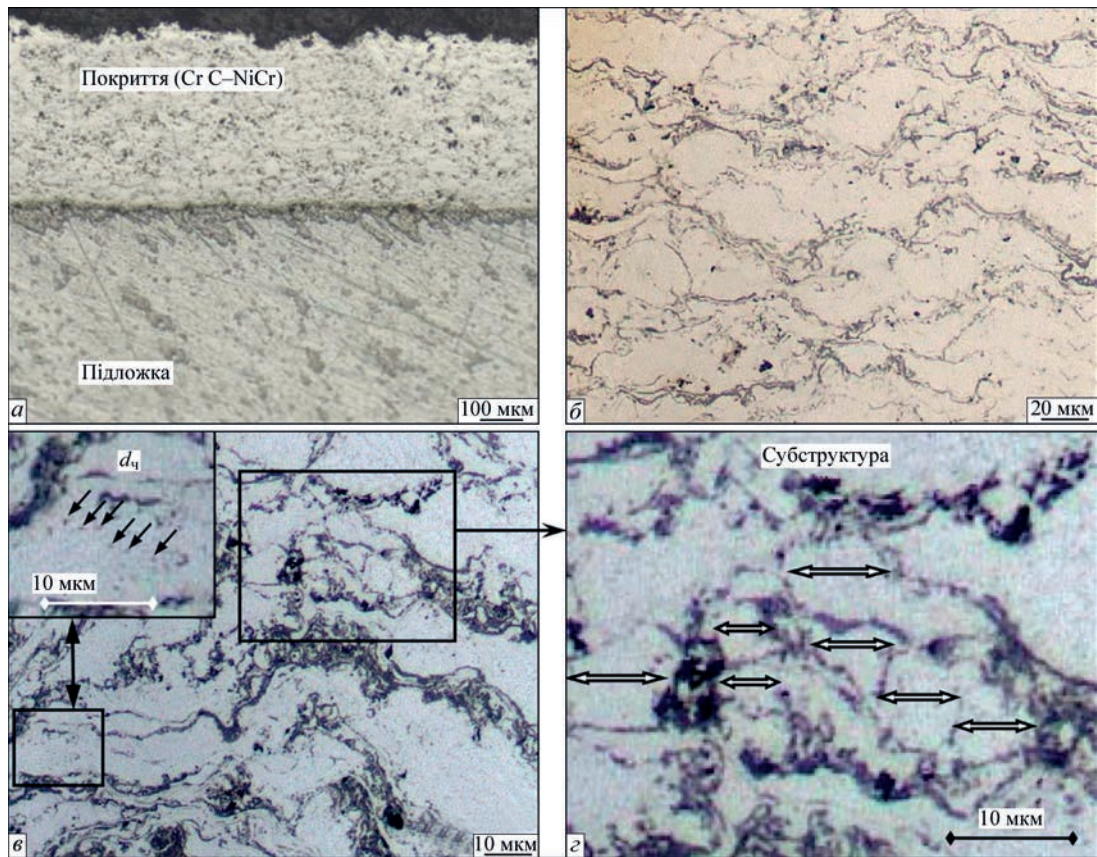


Рис. 4. Мікроструктура покриття № 3 з порошку ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$) ($a - \times 100$; $b - \times 500$; $c, d - \times 1000$; z – укрупнення фрагмента рис. 4, e).

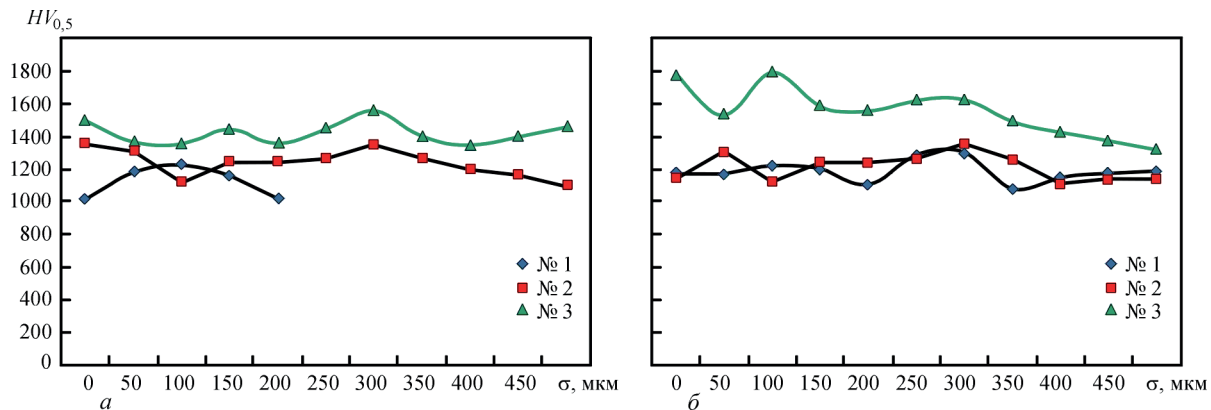


Рис. 5. Зміна мікротвердості по товщині (δ) покриттів (a) та довжині (L) середньої зони покриттів (b), що отримано з порошків WC-Co (№ 1, № 2) та $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{+NiCr}$ (№ 3)

У разі використання порошку ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$) розмір частинок дисперсних фаз $d_q = 150 \dots 300$ нм у матриці покриттів незначно менший порівняно з покриттями № 1 (WC-Co), де $d_q = 150 \dots 450$ нм (табл. 2). Також зменшується і відстань (λ_q) між ними, що характеризує підвищення їх об'ємної частки в матриці покриття до 30 %. Але у покритті № 2 (WC-Co) при мінімальних розмірах дисперсних фаз ($d_q = 100$ нм) та відстанях між ними ($\lambda_q = 160$ нм) їх об'ємна частка в матриці покриття зростає до 43 %. Це буде забезпечувати високий рівень дисперсійного зміцнення матеріалу покриття [13, 15, 21–24].

Слід зазначити, що характерною особливістю отриманих покриттів є наявність частинок дисперсних фаз (рис. 2, z ; рис. 3, z ; рис. 4, e) розміром від $100 \dots 150$ до $300 \dots 800$ нм при формуванні субструктури (рис. 2, e ; рис. 3, e ; рис. 4, z).

З метою вивчення впливу структури на механічні характеристики матеріалу покриттів аналітично оцінено показник структурного зміцнення ($\Sigma \Delta \sigma_T$) з врахуванням внеску кожного з структурних параметрів (розмірів ламелей та зерен – D_3 , субзерен – d_c , частинок дисперсних фаз – d_q та відстаней між ними λ_q) [21–24]. Проведено розрахунок складових структурного зміцнення: σ_0 ; σ_3 ; σ_c ; $\sigma_{d.3}$ (табл. 3,

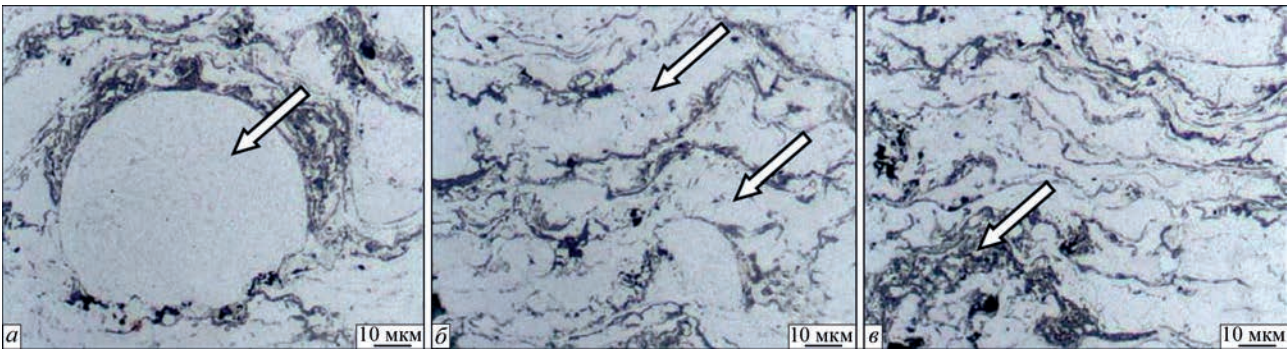


Рис. 6. Різні структурні складові у покритті № 3 ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--NiCr}$): нерозплавлені частинки (а), світлі (б) та темні ламелі (в)

Таблиця 3. Розрахункові показники структурного зміцнення матеріалу покриттів

Покриття	Структурне зміцнення				
	$\Delta\sigma_0$	$\Delta\sigma_3$	$\Delta\sigma_c$	$\Delta\sigma_{\text{д.з.}}$	$\Sigma\Delta\sigma_{\text{т}}$ (середнє)
№ 1 (WC–Co)	46	17...5* 128...181**	291...460	1341...1849	2208
№ 2 (WC–Co)	60	10...16* 135...192**	375...593	811...2159	2206
№ 3 ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--NiCr}$)	34	32...3* 75...150**	230...460	750...1812	1809

Примітка. *Ламелі; **зерно.

рис. 7). Подібний підхід був також апробований і на інших матеріалах, де були отримані значимі результати відносно експериментальних показників механічних властивостей у структурі різних матеріалів – сталей різного класу, алюмінієвих та титанових сплавів, монокристалів вольфраму, захисних покриттів, тощо [25–27].

В результаті встановлено, що середні інтегральні значення зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_{\text{т}}$) для покриттів (WC–Co) № 1 (товщиною $\delta = 200$ мкм) та № 2 ($\delta = 500$ мкм) складають $\Sigma\Delta\sigma_{\text{т}} = 2208$ МПа та $\Sigma\Delta\sigma_{\text{т}} = 2206$ МПа, відповідно (рис. 7, табл. 3). Незначне зменшення $\Sigma\Delta\sigma_{\text{т}}$ спостерігається у матеріалі покриття ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--NiCr}$). В усіх випадках максимальний внесок (до 70 %) у сумарне значення

зміцнення вносить зміцнення матриці покриттів за рахунок дисперсних частинок фаз нанорозмірного типу (дисперсійне зміцнення по Оровану): $\Delta\sigma_{\text{д.з.}} = 1595$ МПа (покриття № 1); $\Delta\sigma_{\text{д.з.}} = 1485$ МПа (№ 2); $\Delta\sigma_{\text{д.з.}} = 1281$ МПа (№ 3). При цьому внесок зернового та субзернового зміцнень для досліджуваних покриттів становить 8...9 % ($\Delta\sigma_3$) та 17...22 % ($\Delta\sigma_c$), відповідно.

Таким чином, високий рівень структурного зміцнення покриттів з порошків на основі WC та Cr_3C_2 при використанні методу багатокамерного кумулятивно-детонаційного напilenня забезпечується переважно за рахунок дисперсійного зміцнення частинками фаз при рівномірному їх розподілі у матеріалі покриттів.

Висновки

Виявлено особливості структури покриттів з порошків (WC+12Co) (мас. %) та ($75\text{Cr}_3\text{C}_2+25\text{NiCr}$) (мас. %), нанесених на сталеву поверхню методом багатокамерного кумулятивно-детонаційного напilenня. Отримано покриття високої щільності, товщиною 200...500 мкм з пористістю менше 1 %, з безградієнтним рівнем мікротвердості. Характерною особливістю мікроструктури покриттів, яка утворюється при багатокамерному кумулятивно-детонаційному напilenні, є формування дисперсної субструктури розміром 1...8 мкм і зміцнюючих фаз карбідного типу розміром 100...800 нм, що рівномірно розподілені по об’єму матеріалу покриттів. Наявність такої субмікронної та нанорозмірної субструктури карбідних фаз забезпечує досягнення підвищених значень мікротвердо-

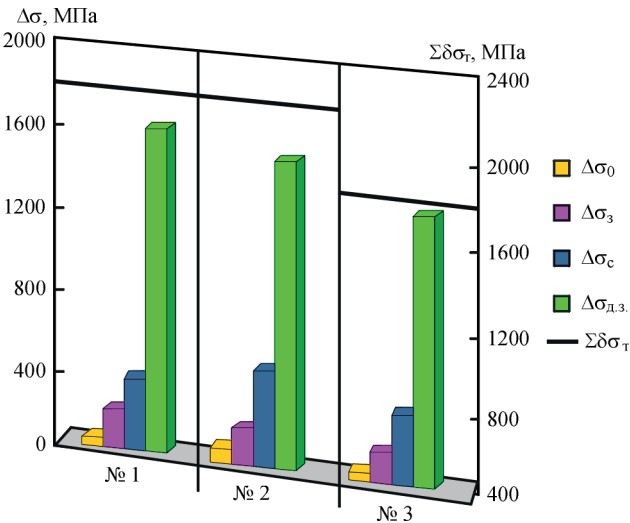


Рис. 7. Гістограми внеску середніх величин структурного зміцнення покриттів з порошків: № 1, № 2 – (WC–Co); 3 – ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--NiCr}$): тертя ґратки ($\Delta\sigma_0$), зернового ($\Delta\sigma_3$), субзернового ($\Delta\sigma_c$), дисперсійного ($\Delta\sigma_{\text{д.з.}}$) зміцнень

сті покриттів $HV_{0,5} = 1014...1352$ для $(WC+12Co)$ (мас. %) і $HV_{0,5} = 1256...1785$ для $(75Cr_3C_2+25NiCr)$ (мас. %).

Встановлено, що високий рівень структурного зміцнення отриманих покриттів забезпечується за рахунок дисперсійного зміцнення субмікронними і нанорозмірними карбідними фазами фаз при рівномірному їх розподілі у матеріалі покриттів.

Список літератури

1. Ющенко К.А., Борисов Ю.С., Кузнецов В.Д., Коржик В.М. (2007) *Інженерія поверхні*. Київ, Наукова думка.
2. Коржик В.Н., Лихошва В.П., Ткаченко Э.А. (2014) *Упрочнение и реновации инженерией поверхности*. Киев, Наш формат.
3. Borisov, Yu.S., Korzhyk, V.N. (1995) Amorphous gas-thermal coatings: theory and experimental data. Thermal plasma and new materials technology. Cambridge Interscience Publ. 2, 255–269.
4. Коржик В.Н., Астахов Е.А., Чернышов А.В. (1990) *Детонационное напыление аморфных и микрокристаллических покрытий*. Киев, Знание.
5. Борисов Ю.С., Коржик В.Н., Астахов Е.А., Чернышов А.В. (1993) Влияние состава детонирующей среды на формирование аморфно-кристаллических покрытий. *Автоматич. сварка*, 6, 83–93.
6. Барикін Г.Ю., Коржик В.М., Чернышов О.В. (1995) *Пристрій для детонаційного напылення покриттів*. Патент України.
7. Kolisnichenko, O.V., Tyurin, Yu.N., Tovbin, R. (2017) Efficiency of process of coating spraying using multichamber detonation unit. *The Paton Welding J.*, 10, 18–23. <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.10.03>.
8. Hryhorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Y. et al. (2020) Formation of microstructure of plasma-arc coatings obtained using powder wires with steel skin and $B_4C + (Cr, Fe)7C_3 + Al$ filler. *Metallfizika i Noveishie Tekhnol.*, 42(9), 1265–1282. <https://mfint.imp.kiev.ua/ua/abstract/v42/i09/1265.html>
9. Grigorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Y. et al. (2019) Structurization of coatings in the plasma arc spraying process using $B_4C+(Cr, Fe)_7C_3$ -cored wires. *Powder Metall. Met. Ceram.* 58(5/6), 312–322.
10. Kuzmych-Ianchuk, I.K., Borisov, Y.S., Bernatskyi, A.V. (2014) Laser-Microplasma Reactive Powder Spraying of Titanium Coatings with Nitride Phases. *Applied Mechanics and Materials*, 682, 276–281. Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.682.276>
11. Shelyagin, V., Krivtsun, I., Borisov, Yu. et al. (2005) Laser-arc and laser-plasma welding and coating technologies. *The Paton Welding J.*, 8, 44–49.
12. Imbirovych, O., Povstyanoy, O., Zaleta, S., Shymchuk, O., Priadko (2021) The Influence of Synthesis Regimes on Operational Properties of Oxide Ceramic Coatings on an Aluminum Alloy. In: Ivanov V. et al. (eds.) *Advances in Design, Simulation and Manufacturing*. DSMIE-2021. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 536–545. Springer, Cham. doi.org/10.1007/978-3-030-22365-6_46
13. Коржик В.Н., Берднікова О.М., Кушнарьова О.С. та ін. (2023) Особливості структури матеріалів покриттів Cr_3C_2-NiCr і $Ni-Cr$, сформованих методом багатокammerного детонаційного напылення. *Порошкова металургія*, 11/12.
14. Korzhyk, V., Berdnikova, O., Stukhliak, P. et al. (2024) Strength and Crack Resistance Structural Criteria of Composite Coatings Produced by the Method of Multi-Chamber Detonation Spraying. *Solid State Phenomena*, 355, 123–129 <https://doi.org/10.4028/p-qjM7yA>
15. Markashova, L., Tyurin, Y., Berdnikova, O. et al. (2019) Effect of nano-structured factors on the properties of the coatings produced by detonation spraying method. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 109–117. https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_11

16. Оликер В.Е., Сыроватка В.Л., Тимофеева И.И. (2005) Влияние свойств порошков алюминидов титана и условий детонационного напыления на фазо- и структурообразование покрытий. *Порошковая металлургия*, 9/10, 74–84.
17. Куницкий Ю.А., Коржик В.Н., Борисов Ю.С. (1988) *Некристаллические металлические материалы и покрытия в технике*. Киев, Техника.
18. Шпак А.П., Коржик В.Н., Куницкий Ю.А., Шматко О.А. (2004) *Материалы с нано- и квазикристаллической структурой*. Киев, Академперіодика.
19. Haoqiang Zhang, Hao Liu, Chengxiang Ren et al. (2023) Microstructure and Properties of the Stellite6/WC Composite Coatings Prepared by Laser Cladding. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 10(4), 1–14. <https://doi.org/10.1007/s40516-023-00228-3>
20. Baijiang, Chen, Mengkuo, Xu. (2020) Preparation and Performance Analysis of Micro-Nano Composite Coatings Reinforced with WC Particles. *Materials Research Express*, 11(2). <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad2888>
21. Titkov, Y., Berdnikova, O., Tyurin, Y. et al. (2020) Effect of Structure on the Properties of Composite CrC+NiCr Coatings. *Springer Proceedings in Physics*, 240, 151–159.
22. Markashova, L., Tyurin, Y., Berdnikova, O. et al. (2019) Effect of nano-structured factors on the properties of the coatings produced by detonation spraying method. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 109–117. https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_11
23. Sydorets, V., Berdnikova, O., Polovetskyi, Y. et al. (2020) Modern techniques for automated acquiring and processing data of diffraction electron microscopy for nano-materials and single-crystals. *Materials Science Forum*, 992 MSF, 907–915.
24. Berdnikova, O.M., Tyurin, Yu.M., Kolisnichenko, O.V. et al. (2022) Nanoscale Structures of Detonation-Sprayed Metal-Ceramic Coatings of the Ni–Cr–Fe–B–Si System. *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, 20(1), 97–109.
25. Berdnikova, O., Sydorets, V., Alekseenko, T. (2014) Structure and properties of laser-welded joints from high-strength steels. *Applied Mechanics and Materials*, 682, 240–245. DOI:10.4028/www.scientific.net/AMM.682.240. <http://doi.org/www.scientific.net/AMM.682.240>
26. Berdnikova O., Kushnarova O., Bernatskyi A. et al. (2020) Structure Peculiarities of the Surface Layers of Structural Steel under Laser Alloying. *IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, 02IT01-1-02IT01-4. <http://doi.org/10.1109/nap51477.2020.9309615>
27. Berdnikova O., Kushnarova O., Bernatskyi A. et al. (2021) Structure features of surface layers in structural steel after laser-plasma alloying with 48(WC-W2C)+48Cr+4Al powder. *IEEE 11th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, 01–04. <https://doi.org/10.1109/NAP51885.2021.9568516>

References

1. Yushchenko K.A., Borisov Yu.S., Kuznetsov V.D., Korzhyk, V.M. (2007) *Surface Engineering*. Kyiv, Scientific Thought.
2. Korzhyk, V.N., Likhoshva V.P., Tkachenko E.A. (2014) *Strengthening and renovation by surface engineering*. Kyiv, Nash Format.
3. Borisov, Yu.S., Korzhyk, V.N. (1995) Amorphous gas-thermal coatings: theory and experimental data Thermal plasma and new materials technology. Cambridge Interscience Publ. 2, 255–269.
4. Korzhyk, V.N., Astakhov E.A., Chernyshov A.V. (1990) *Detonation spraying of amorphous and microcrystalline coatings*. Kyiv, Znanie.
5. Borisov, Yu.S., Korzhyk, V.N., Astakhov E.A., Chernyshov A.V. (1993) Influence of the composition of the detonating medium on the formation of amorphous-crystalline coatings. *Автоматич. сврка*, 6, 83–93. [in Russian]
6. Barikin G.Yu., Korzhyk, V.N., Chernishov O.V. (1995) Device for detonation filing of coatings. Patent of Ukraine.
7. Kolisnichenko, O.V., Tyurin, Yu.N., Tovbin, R. (2017) Efficiency of process of coating spraying using multichamber

- detonation unit. *The Paton Welding J.*, **10**, 18–23. <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.10.03>.
8. Hryhorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Y. et al. (2020) Formation of microstructure of plasma-arc coatings obtained using powder wires with steel skin and B4C + (Cr, Fe)7C3 + Al filler. *Metallofizika Noveishie Tekhnol.* Link is Disabled. 42, 9, 1265–1282. <https://mfint.imp.kiev.ua/ua/abstract/v42/i09/1265.html>
9. Grigorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Y. et al. (2019) Structurization of coatings in the plasma arc spraying process using B4C+(Cr, Fe)7C3-cored wires. *Powder Metall. Met. Ceram.* **58**, 5/6, 312–322.
10. Kuzmych-Ianchuk, I.K., Borisov, Y.S., Bernatskyi, A.V. (2014) Laser-Microplasma Reactive Powder Spraying of Titanium Coatings with Nitride Phases. In *Applied Mechanics and Materials*, **682**, 276–281. Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.682.276>
11. Shelyagin, V., Krivtsov, I., Borisov, Yu. et al. (2005) Laser-arc and laser-plasma welding and coating technologies. *The Paton Welding J.*, **8**, 44–49.
12. Imbriovych, O., Povstyanoy, O., Zaleta, S., Shymchuk, O., Priadko (2021) The Influence of Synthesis Regimes on Operational Properties of Oxide Ceramic Coatings on an Aluminum Alloy. In: Ivanov V. et al. (eds.) *Advances in Design, Simulation and Manufacturing. DSMIE-2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 536–545. Springer, Cham. doi. [org/10.1007/978-3-030-22365-6_46](https://doi.org/10.1007/978-3-030-22365-6_46)
13. V.M. Korzhyk, O.M. Berdnikova, P.D. Stukhliak, O.S. Kushnarova, O.V. Kolisnichenko, I.O. Skachkov, Ye.P. Titkov (2023) Structural features of the Cr3C2–NiCr and Ni–Cr–Fe–B–Si coatings produced by multichamber detonation spraying. *Powder metallurgy*, **11/12**.
14. Korzhyk, V., Berdnikova, O., Stukhliak, P. et al. (2024) Strength and Crack Resistance Structural Criteria of Composite Coatings Produced by the Method of Multi-Chamber Detonation Spraying. *Solid State Phenomena*, **355**, 123–129 <https://doi.org/10.4028/p-qjM7yA>
15. Markashova, L., Tyurin, Y., Berdnikova, O. et al. (2019) Effect of nano-structured factors on the properties of the coatings produced by detonation spraying method. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 109–117. https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_11
16. Olier V.E., Syrovatka V.L., Timofeeva I.I. (2005) Effect of titanium aluminide powder properties and detonation spraying conditions on phase and structure formation of coatings. *Powder Metallurgy*, **9/10**, 74–84.
17. Kunitsky Yu.A., Korzhik V.N., Borisov Yu.S. (1988) *Non-crystalline metallic materials and coatings in engineering*. Kyiv, Tekhnika.
18. Shpak A.P., Korzhyk V.N., Kunitsky Yu.A., Shmatko O.A. (2004) *Materials with nano- and quasi-crystalline structure*. Kyiv, Akadempriodika.
19. Haoqiang Zhang, Hao Liu, Chengxiang Ren et al. (2023) Microstructure and Properties of the Stellite6/WC Composite Coatings Prepared by Laser Cladding. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, **10(4)**, 1–14. <https://doi.org/10.1007/s40516-023-00228-3>
20. Baijiang, Chen, Mengkuo, Xu. (2020) Preparation and Performance Analysis of Micro-Nano Composite Coatings Reinforced with WC Particles. *Materials Research Express*, **11(2)**. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad2888>
21. Titkov, Y., Berdnikova, O., Tyurin, Y. et al. (2020) Effect of Structure on the Properties of Composite CrC+NiCr Coatings. *Springer Proceedings in Physics*, **240**, 151–159.
22. Markashova, L., Tyurin, Y., Berdnikova, O. et al. (2019) Effect of nano-structured factors on the properties of the coatings produced by detonation spraying method. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 109–117. https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_11
23. Sydorets, V., Berdnikova, O., Polovetskyi, Y. et al. (2020) Modern techniques for automated acquiring and processing data of diffraction electron microscopy for nano-materials and single-crystals. *Materials Science Forum*, 992 MSF, 907–915.
24. Berdnikova, O.M., Tyurin, Yu.M., Kolisnichenko, O.V. et al. (2022) Nanoscale Structures of Detonation-Sprayed Metal–Ceramic Coatings of the Ni–Cr–Fe–B–Si System. *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **20(1)**, 97–109.
25. Berdnikova, O., Sydorets, V., Alekseenko, T. (2014) Structure and properties of laser-welded joints from high strength steels. *Applied Mechanics and Materials*, **682**, 240–245. DOI:10.4028/www.scientific.net/AMM.682.240. <http://doi.org/www.scientific.net/AMM.682.240>
26. Berdnikova O., Kushnarova O., Bernatskyi A. et al. (2020) Structure Peculiarities of the Surface Layers of Structural Steel under Laser Alloying. *IEEE 10th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, pp. 02IT01-1-02IT01-4. <http://doi.org/10.1109/nap51477.2020.9309615>
27. Berdnikova O., Kushnarova O., Bernatskyi A. et al. (2021) Structure features of surface layers in structural steel after laser-plasma alloying with 48(WC-W2C)+48Cr+4Al powder. *IEEE 11th International Conference Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, pp. 01–04. <https://doi.org/10.1109/NAP51885.2021.9568516>

FEATURES OF THE STRUCTURE OF COATINGS OF TUNGSTEN AND CHROMIUM CARBIDES DURING DETONATION-GAS SPRAYING WITH ENERGY ACCUMULATION IN A MULTI-CHAMBER DEVICE

Ke Liming, P.D. Stukhliak, V. M. Mudrichenko

Scientific-Research Institute of Welding Technologies named after E.O.Paton in Zhenjiang Province. 233 Yonghui Road, Xiaoshan District, Hangzhou City, Zhejiang Province, China. E-mail: stukhlyakpetro@gmail.com

This paper presents the results of studies of the structure of coatings obtained from powders based on chromium (75Cr₃C₂+25NiCr) (wt. %) and tungsten carbides (WC+12Co) (wt. %) by detonation-gas spraying with energy accumulation in multi-chamber devices. It has been established that this technology provides high-density coatings with a thickness of 200...500 μm with a porosity of less than 1 % and microhardness HV0.5 = 1235 ± 80 (WC + 12Co) (wt. %) and 1547 ± 150 (75Cr₃C₂ + 25NiCr) (wt. %). A characteristic feature of these coatings is the formation of a substructure of the size of 1...8 microns and of carbide-type hardening phases with dimensions of 100...800 nm, which are evenly distributed in the volume of the coating material. It was established that a high level of structural strengthening of these coatings is provided by formation of a material with a dispersed subgranular structure with a uniform distribution of particles of strengthening phases in it. 27 Ref., 4 Tabl., 7 Fig.

Keywords: protective coatings, multi-chamber shot blasting, microstructure, microhardness, substructure, structural hardening

Отримано 21.06.2024

Отримано у переглянутому вигляді 27.08.2024

Прийнято 08.10.2024

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ТА ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ ВЕРТИКАЛЬНИХ СТИКІВ З ПРИМУСОВИМ ФОРМУВАННЯМ ШВА

С.А. Резнік, С.М. Козулін, С.О. Супрун

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

Наведено результати проєктно-конструкторських та експериментальних досліджень, виконаних з метою модернізації зварювальної апаратури для підвищення надійності роботи в монтажних умовах і поліпшення ергономічних показників. Викладено результати вдосконалення технології та техніки виконання зварювання вертикальних стиків з примусовим формуванням шва, направлено на підвищення продуктивності процесу та розширення його технологічних можливостей, а також поліпшення санітарно-гігієнічних умов роботи зварника-оператора. Модернізовано апарати А-1150 та АД343 і виготовлено макетні зразки апаратів для створення нового спеціалізованого монтажного зварювального обладнання на сучасній елементній базі з дотриманням вимог ергономічних показників. Вивчення макроструктури зварних з'єднань засвідчило, що метал швів щільний, дефектів у вигляді непроварів, тріщин, пор, неметалевих включень не виявлено. Показано основні переваги запропонованого способу порівняно з ЕШЗ і схемою зварювання порошковим дротом з примусовим формуванням. Розроблено технологію та апаратуру для зварювання під флюсом з примусовим формуванням вертикальних стиків низьковуглецевих низьколегованих сталей завтовшки 12...80 мм та успішно впроваджено її в заводських і монтажних умовах. Бібліогр. 10, рис. 9.

Ключові слова: електрошлакове зварювання, електродугове зварювання з примусовим формуванням шва, монтажні апарати, низьковуглецеві низьколеговані сталі, флюси, тепловкладення, ударна в'язкість

Вступ. У даний час в Україні одним із важливих напрямків виконання зварювальних робіт у цехових і польових умовах є роботи зі створення та відновлення металевих конструкцій з металу середнього (різних розмірних значень) та значного діапазону товщин. Іншими показниками умов зварювання, які зумовлюють вибір і застосування зварювального технологічного процесу, можуть бути: швидкість виконання робіт, наявність кваліфікованих виконавців і можливості швидкого отримання присадного матеріалу, технологічне обладнання, доступне в означеному місці проведення робіт.

У сучасному виробництві виконання вертикальних швів з примусовим формуванням металу здійснюється в основному з використанням двох технологічних процесів: електрошлаковим зварюванням (ЕШЗ) та електродуговим процесом з примусовим формуванням металу шва (ЕДЗ). Електрошлакове зварювання від часу свого винаходження набуло широкого застосування в усьому світі [1, 2].

Найбільшого поширення ЕШЗ знайшло при виготовленні деталей машин і металоконструкцій великої товщини (понад 50 мм), таких як станини прокатних станів, рами шоківих дробарок, негабаритні бандажі обертальних обпалювальних печей, кожухи доменних печей та ін. [3]. Це зумовлено високою продуктивністю (за швидкістю плавлення присад-

ного металу ЕШЗ поза конкуренцією) та стійкістю процесу, глибокою металургійною обробкою металу зварного шва (відсутність дефектів у вигляді пор і шлакових включень), можливістю зварювання металу надмірно великих товщин, економічністю процесу, невисокою чутливістю до якості підготовки крайок, порівняно низькою вартістю зварювальних матеріалів, що не є дефіцитними, тощо.

Проте застосування ЕШЗ під час спорудження великогабаритних металоконструкцій великої товщини в польових умовах не завжди прийнятне з-за високого тепловкладення процесу, що призводить до росту зерна металу шва та зони термічного впливу (ЗТВ). Внаслідок цього знижуються механічні характеристики з'єднання, особливо відчутно – ударна в'язкість при низьких температурах. Ситуацію може покращити наступна високотемпературна обробка (ВТО), але це потребує об'ємних печей, що для зварювання великих металоконструкцій, особливо у монтажних умовах, є нереальним.

Усе це й спонукало до розробки альтернативних процесів механізованого зварювання металу невеликих товщин за один прохід. Одним з них стало електродугове зварювання з примусовим формуванням шва охолоджуваними водою мідними повзунами порошковим дротом, як самозахисним, так і з додатковим газовим захистом [4]. Спосіб не тільки забезпечує високу продуктивність розплав-

лення дроту, а й став безальтернативним для виконання швів за один/два проходи в різних просторових положеннях, як кільцевих на трубопроводах, газгольдерах, сферичних резервуарах, так і «на стелі» при зварюванні горизонтальних поясів конструкцій з металу завтовшки не менше 25 мм. Проте спосіб вимагав додаткових заходів для захисту зони зварювання від протягів, особливо на висоті, і був надто чутливим до бокового відхилення від вертикалі. Зварювання двома порошковими дротами металу завтовшки більше 30 мм виявилось ускладненим з-за труднощів з позиціонуванням дроту в глибині через інтенсивне випромінювання та виділення аерозолів. До того ж порошковий дріт виготовляється несерійно, має високу ціну та невеликий термін зберігання через свою гігроскопічність.

Тому в ІЕЗ ім. Є.О. Патона були проведені дослідження з розробки способу зварювання з примусовим формуванням вертикальних швів під тонким шаром розплавленого шлаку дротами суцільного перерізу [5]. Перші досліди з відпрацювання техніки такого виконання швів показали перспективність способу, позаяк він поєднав у собі стабільний перебіг процесу та надійний захист зварювальної ванни, що було актуальним завданням.

Проте промислового застосування даний спосіб не знайшов з кількох причин:

- відсутність для зварювання у монтажних умовах компактного механізму протяжки двох дротів, що забезпечував би надійну та стабільну їх подачу в зварювальну ванну;
- відсутність механізму позиціонування дротів у щілині між зварюваними крайками;
- флюс АН-47, під яким виконувався процес, не забезпечував його стабільність.

Мета роботи: розробка мобільного обладнання та промислової технології для з'єднання металу в монтажних умовах завтовшки від 10 мм до максимально можливого в цих умовах при виготовленні резервуарів різного призначення, мостових прогонів тощо.

Завдання роботи:

- модернізація зварювальної апаратури з метою підвищення надійності роботи в цих умовах і поліпшення ергономічних показників;
- удосконалення технології і техніки виконання зварювання вертикальних стиків з примусовим формуванням шва з метою підвищення продуктивності процесу та розширення його технологічних можливостей, а також поліпшення санітарно-гігієнічних умов роботи зварника-оператора.

Матеріали та методи досліджень. Виконання експериментальних досліджень процесу двоелек-

тродного зварювання з примусовим формуванням проводилося наступним чином:

1. зварювання зразків з низьколегованих конструкційних сталей 09Г2 та 10ХСНД завтовшки 12, 20 та 25 мм виконували з використанням макетного зразка двоелектродного апарата та джерела живлення постійного струму ВСЖ-1600;

2. застосовували електродні дроти марок Св-08Г2С та Св-10НМА;

3. флюси для реалізації процесу вибирали, виходячи з наступних критеріїв: електропровідність і в'язкість у розплавленому стані; технологічні властивості, такі як стабільність процесу, змочування охолоджуваного водою повзуна, що забезпечує якісне формування металу шва; візуальний сигнал про необхідність додавання чергової порції флюсу в зварювальну ванну; зварювання виконували з використанням флюсів марок АН-47, АН-22, АН-60 і АН-67А;

4. основними критеріями вибору електродного дроту були його діаметр, що забезпечує стабільність процесу при зварюванні металу різної товщини; хімічний склад, що гарантує отримання механічних властивостей та ударної в'язкості зварного з'єднання, які задовольняють вимогам нормативної документації;

5. використовуючи методику, викладену в [6, 7], у процесі зварювання виконували швидкісний запис електричних параметрів режиму (I_c , U_c , $V_{\text{мр}}$) за допомогою датчиків Хола, модуля АЦП Е-140 і програмного забезпечення Power Graph. Чисельні значення електричних параметрів зварювального процесу фіксувалися з частотою 10 тис. записів за секунду. Для визначення ефективного коефіцієнта корисної дії (к.к.д.) процесу η під час зварювання вимірювали температуру та витрату води, що охолоджує мідні повзуни. Температуру води вимірювали за допомогою приладу Doubl Laser Infra Red Thermometer, що забезпечує точність вимірів 0,1 °С;

6. проводили випробування металу шва і ЗТВ на ударний вигин зразків Шарпі.

Виклад основного матеріалу. Для здійснення двоелектродного зварювання вертикальних стиків з примусовим формуванням шва виконано комплекс робіт зі створення мобільної зварювальної апаратури. У процесі розробки нового апарата в якості базової було обрано конструкцію безрейкового, тобто такого, що переміщується по щілині між зварюваними крайками листів апарата А-1150.

Переміщення цього апарата здійснюється за рахунок надсікання гострих ребер крайок сталевих листів зубцями конусоподібного ходового колеса візка апарата при притисканні його тарілчастими

пружинами через ніж, що закріплюється на каретку – задню підвіску зі зворотного боку стику. Ця підвіска тягне та притискає задній повзун – один із двох мідних, охолоджуваних водою, формуючих шов повзунів. Такий апарат є найзастосовуванішим у будівництві.

Для забезпечення двоелектродного процесу зварювання під флюсом було спроектовано компактний механізм подачі двох електродних дротів (рис. 1), який своїми розмірами не перевищував штатний для зварювання одним порошковим дротом. У ньому спільна тягова шестерня має дві конусні канавки для дротів. Кожен з цих дротів притискається своєю холостою шестернею з такою ж конусною канавкою в зубцях, що дозволило надійно та з однаковою швидкістю подавати обидва дроти.

Крім того, було додано механізми коригування положення електродних дротів у щілині ніж крайками (та відстані між ними) як роздільно, так і разом по товщині стику, і кутом відносно осі шва. Це в поєднанні зі штатним коректором на осі підвіски дозволило зміщувати дроти практично плоскопаралельно без небезпеки «закоротити» наконечники мундштуків на зварювані крайки, що призвело б до їх пошкодження.

Підвід зварювальної напруги в такому механізмі є спільним для обох дротів, тобто зварювання здійснюється так званою «розщепленою» дугою з живленням від одного джерела струму з дистанційним управлінням.

Для забезпечення можливості встановлення додаткової котушки з електродним дротом було змінено конструкцію кронштейна котушки. З урахуванням збільшеної у два рази ваги електродного дроту та навантаження на ходовий візок, в його конструкцію було внесено певні зміни.

Для дозованої подачі флюсу був розроблений флюсо-бункер з підпружиненим штоком-запором, що дає можливість використовувати соленоїд і

реле часу для визначення порції флюсу. Оператору залишалось тільки визначати момент і частоту засипання, проте при відхиленні стику від вертикального положення більше 20° такий флюсо-бункер не перекривав повністю подачу флюсу. Тому був розроблений флюсо-бункер з підпружиненим шибром, який надійно перекривав подачу флюсу при зварюванні стиків при їх відхиленні від вертикалі.

У результаті проведених проектно-конструкторських і експериментальних робіт розроблено та виготовлено макетний зразок монтажного апарата для двоелектродного зварювання дротами суцільного перерізу вертикальних швів (рис. 2).

Зварювання вертикальних і нахилених до вертикалі (до 30°) швів виконували під мінімально можливим шаром розплавленого флюсу, що дозволяло закрити зварювальну дугу від її виходу назовні (в атмосфері). Це дало можливість візуального контролю (в окулярах газорізальника) за позиціонуванням зварювальних дротів у зазорі між зварюваними крайками, що є важливим при подачі двох дротів одночасно.

Необхідна глибина шару розплавленого флюсу залежала тільки від напруги на дузі, необхідної для розплавлення зварюваних крайок при зазорі, достатньому для безпечного проходу наконечників мундштуків, і визначалася після зупинки процесу за застиглим над металом шва шлаком. Відзначено досить точну залежність (приблизну рівність) необхідної висоти шару розплавленого флюсу та зазора в стику. Підтримка мінімально можливого шару розплавленого флюсу дозволила вирішити два завдання:

– отримувати сигнал про необхідність засипки чергової порції флюсу;

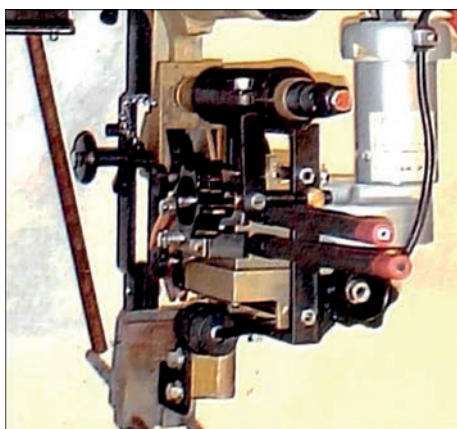


Рис. 1. Зовнішній вигляд модернізованого привода для подачі електродних дротів



Рис. 2. Зовнішній вигляд макетного зразка монтажного апарата для зварювання вертикальних стиків

– істотно, у порівнянні з ЕШЗ, зменшити тепловкладення та, як наслідок, підвищити ударну в'язкість зварного з'єднання до 27 %.

При відсутності розбризкування шлаку флюс під час зварювання витрачався тільки на утворення тонкої (близько 1,4...1,5 мм завтовшки) шлакової кірки на поверхні шва та пропорційно залежав від зазору в стику, а отже, й від напруги. Залежності витрат флюсу від збільшення вольту зварювальних дротів не спостерігалося.

Для проведення досліджень не використовувалися флюси, що підтримують електрошлаковий процес, позаяк основним завданням розробки технології було отримання процесу, максимально близького до електродугового. Це дає змогу зменшити тепловкладення в основний метал і таким чином підвищити ударну в'язкість зварного з'єднання, особливо при низьких температурах. Останнє має важливе значення при зварюванні металоконструкцій у монтажних умовах, де неможливе проведення ВТО.

Перші дослідження зварювання з примусовим формуванням виконували з використанням флюсів марок АН-47 і АН-60. Флюс АН-60 забезпечив задовільні результати при зварюванні металу завтовшки 30...50 мм, але невисоку стійкість процесу на металі менших товщин. При цьому і в першому, і в другому випадках спостерігалася схильність до витікання розплаву з-під повзуна. При зварюванні під флюсом АН-22 спостерігалася висока стійкість процесу, задовільне (без підрізів) формування поверхні шва.

Проте при використанні зазначеного флюсу так само періодично спостерігалося витікання рідкого флюсу з-під робочої поверхні повзуна, очевидно, через низьку температуру його плавлення, що неприпустимо.

Дослідження показали, що задовільні технологічні властивості для виконання зварних з'єднань з примусовим формуванням дротами суцільного перерізу має флюс АН-67А. Він забезпечує високу стійкість процесу, наявність чіткого сигналу про необхідність додавання чергової порції флюсу, задовільне формування поверхні шва та легку відокремлюваність гарнісажної кірки.

Єдиним недоліком флюсу стала його схильність до утворення підрізів-вм'ятин по краях шва через його високу в'язкість. Проблему вирішили зміною конфігурації формуючої шов канавки повзуна.

Таким чином, найкращими для зварювання вертикальних стиків є флюси, що мають високу електропровідність та необхідну в'язкість (рис. 3) [8].

Перші дослідження зварювання під флюсом металу завтовшки 16 мм виконували дротами діаметром 2 мм [5]. Проте відносно малий об'єм зварювальної ванни не дозволив з метою зниження тепловкладення підвищити швидкість подачі електродних дротів цього діаметра при зварюванні металу завтовшки

14...20 мм, а збільшення зварювального зазору не є раціональним з економічної точки зору.

Дослідним шляхом встановлено, що задовільну стійкість процесу можна забезпечити шляхом використання дротів діаметром 1,6 мм. Отже, зварювання менших товщин передбачає використання електродних дротів ще меншого діаметра. Використання електродних дротів діаметром 2 мм можна рекомендувати для зварювання металу завтовшки більше 20 мм.

Використання електродних дротів, легованих тільки Ni та Mo (наприклад, Св-10НМА), не дозволило досягти рівня ударної в'язкості зварного шва згідно з нормативними документами. Експериментальним шляхом визначено, що для забезпечення необхідної величини ударної в'язкості в метал зварного шва слід внести близько 1 % Mn. Це було досягнуто шляхом змішування у спільній зварювальній ванні металу двох електродних дротів марок Св-08Г2С і Св-10НМА. При цьому метал шва за хімічним складом наближається до наплавки дротом Св-08Г1НМА.

Зварювання зразків завтовшки 12...20 мм виконували на розрахунковій питомій погонній енергії $E_{зв} = 53,8...60,6$ КДж/см² (рис. 4).

Візуальний огляд зварних швів показав, що якість формування швів задовільна, підрізи та гофри відсутні (рис. 5).

Вивчення макроструктури зварних з'єднань засвідчило, що метал швів щільний, дефектів у вигляді непроварів, тріщин, пор, неметалевих включень не виявлено (рис. 6) [9]. Середня глибина

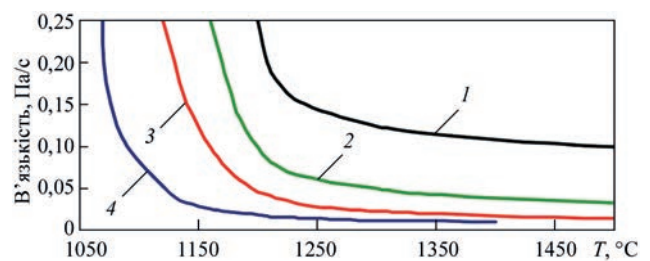


Рис. 3. Залежність в'язкості флюсів від температури [8]: 1 – АН-67А; 2 – АН-348; 3 – АН-60; 4 – АН-22



Рис. 4. Зварювання під флюсом вертикального стику завтовшки 20 мм з примусовим формуванням

провару основного металу становить 7 мм, а ширина ЗТВ не перевищує 7...8 мм.

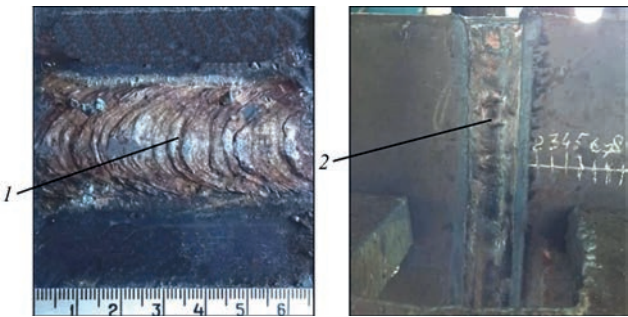


Рис. 5. Зовнішній вигляд зварних швів, виконаних зварюванням з примусовим формуванням: 1, 2 – зварені зразки заготовшки 12 і 20 мм відповідно

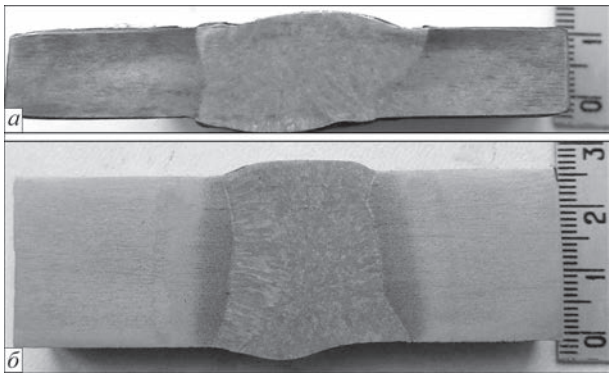


Рис. 6. Поперечні макрошліфи зварних з'єднань заготовшки 12 (а) і 25 мм (б)

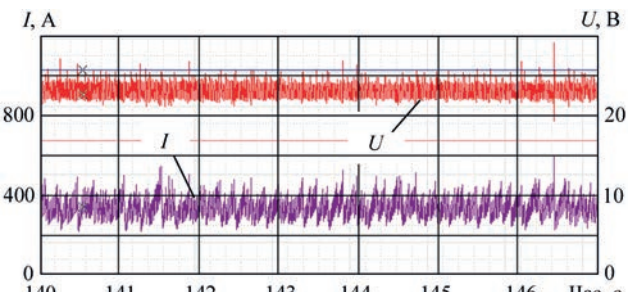


Рис. 7. Фрагмент осцилограм зварювання зі стійким процесом



Рис. 8. Зовнішній вигляд зварного шва після виконання першого проходу на металі заготовшки 40 мм

Осцилограми швидкісного запису електричних параметрів режиму наведено на рис. 7.

Для підвищення значень ударної в'язкості зварних з'єднань відпрацьовано техніку зварювання металу заготовки 40 мм за два проходи за Х-подібною обробкою крайок (рис. 8).

З метою розширення технологічних можливостей процесу були зварені зразки зі сталі заготовки 50 і 64 мм (складені з двох листів заготовки по 32 мм). Зварювання металу заготовки 50 мм було задовільним, а для металу заготовки 64 мм тепла дуг не вистачало для швидкого плавлення флюсу – певна кількість його залишалась на поверхні ванни між дротами. Для запобігання цьому конструкцію механізму подачі дротів скориговано для подачі вже трьох електродних дротів (без зміни габаритних розмірів), а мундштуки замінені на один суцільний з можливістю налаштування водночас всіх або одного дроту за глибиною щілини. Механізм подачі встановлено на спроектовану підвіску вже рельсового апарату на базі механізму переміщення апарату АД343. Це дозволило на заводі «Еліта-Бурджі» (Тбілісі) виготовити елементи конструкції концертного залу «Урекі-Натанебі» (рис. 9) заготовки 60 і 80 мм без кутових деформацій. Там же було відпрацьовано технологію виготовлення труб квадратного перерізу зі стінкою заготовки 20 мм з радіусним заокругленням по довжині.

Зварюванням під флюсом на даний момент виконано вертикальні та відхилені на 30° від вертикалі шви на близько 20-ти прогонних будівлях позакласних мостів, естакад, стінок тунелів. При цьому забезпечувались нормативні експлуатаційні характеристики з'єднань, зокрема ударна в'язкість при температурах до -45 °С.

Основними перевагами запропонованого способу порівняно з ЕШЗ і способом дугового зварювання порошковим дротом з примусовим формуванням:

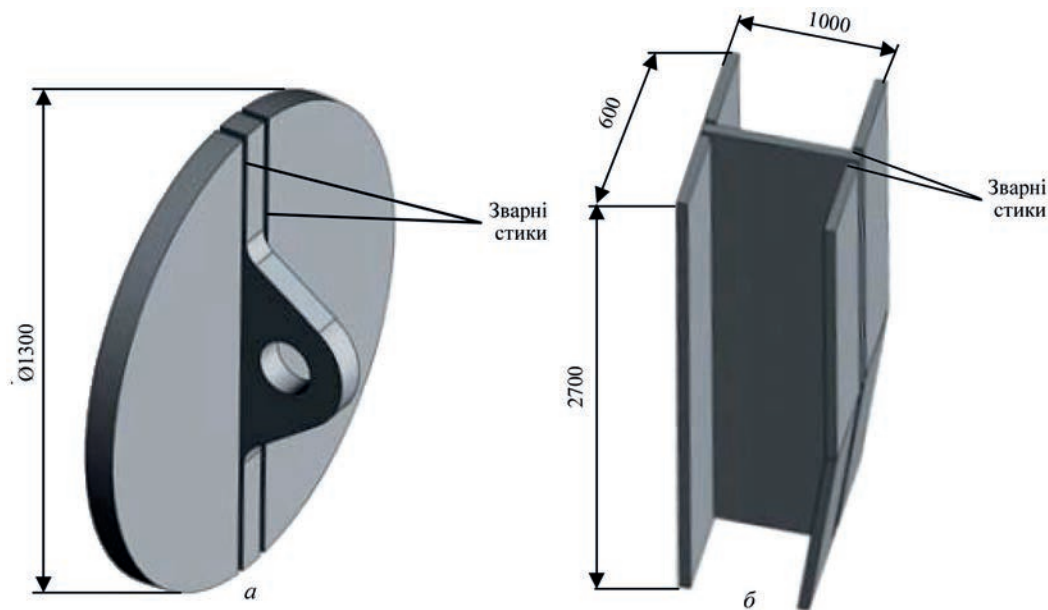


Рис. 9. Схеми конструкцій опори (а) завтовшки 80 мм і оголовка колони (б) завтовшки 60 мм

- можливість відмови від подальшої ВТО металоконструкцій, що зварюються, завдяки низькому тепловкладенню в основний метал [9, 10];
- можливість бездефектного поновлення процесу після непередбаченої (аварійної) зупинки;
- висока економічність процесу за рахунок зменшення більш ніж у 2 рази зварювального зазору та зниження витрати флюсу;
- висока продуктивність зварювання за рахунок суттєвого збільшення коефіцієнта плавлення електродного дроту (швидкість зварювання досягає 10 м/год замість 2,5 м/год при використанні порошкового дроту);
- забезпечення якісного захисту зварювальної ванни та стабільного ведення процесу зварювання в монтажних умовах за наявності вітрового навантаження;
- висока економічність за рахунок використання недефіцитних, не гігроскопічних і порівняно недорогих зварювальних матеріалів;
- покращені санітарно-гігієнічні умови роботи зварника-оператора за рахунок відсутності інтенсивного випромінювання та істотного зниження об'єму шкідливих аерозолів, що виділяються.

Висновки

1. У результаті проведених робіт удосконалено в лабораторних умовах процес зварювання з примусовим формуванням вертикальних швів дротом суцільного перерізу низьковуглецевих низьколегованих сталей завтовшки 12...80 мм. Вибрано зварювальні матеріали, що забезпечують досягнення необхідних механічних властивостей зварних з'єднань.

2. Модернізовано апарати А-1150 і АД343 та виготовлено макетні зразки апаратів для створення нового спеціалізованого монтажного зварювального обладнання на сучасній елементній базі з дотриманням вимог ергономічних показників.

3. Розроблено технологію та апаратуру для зварювання під флюсом з примусовим формуванням вертикальних стиків низьковуглецевих низьколегованих сталей завтовшки 10...80 мм та успішно впроваджено її в заводських і монтажних умовах.

Список літератури

1. Корниенко А.Н., Макаренко Н.А. (2019) Рождение и становление электрошлаковой сварки. *Автомат. сварка*, **10**, 70–73.
2. Патон Б.Е., Ющенко К.А., Козулин С.М., Лычко И.И. (2019) Электрошлаковый сварочный процесс. Анализ состояния и тенденции развития (Обзор). *Автомат. сварка*, **10**, 36–46. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.10.05>
3. (1980) *Электрошлаковая сварка и наплавка*. Патон Б.Е. (ред.). Москва, Машиностроение.
4. Походня И.К., Дубовецкий В.Я., Шлепаков В.Н. и др. (1966) Дуговая сварка вертикальных швов с принудительным формированием. *Автомат. сварка*, **11**, 67–70.
5. Яблонский Б.В. (1988) Техника двухэлектродной сварки вертикальных стыков с принудительным формированием шва под слоем шлака. *Автомат. сварка*, **5**, 56–59.
6. Пирумов А.Е., Скачков И.Е., Супрун С.А., Максимов С.Ю. (2007) Специализированная информационно-измерительная система для мониторинга процесса дуговой сварки. *Автомат. сварка*, **8**, 41–43.
7. Lychko, I.I., Yushchenko, K.A., Suprun, S.A., Kozulin S.M. (2019) Peculiarities of electrode and base metal melting in electroslog welding. *The Paton welding J.*, **3**, 12–17. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwg2019.03.01>
8. Подгаецкий В.В., Кузьменко В.Г. (1988) *Сварочные шлаки. Справочное пособие*. Киев, Наукова думка.
9. Пашин А.Н., Резник С.А., Смирнов О.А. и др. (2003) Новая технология вертикальной сварки листовых металлоконструкций с использованием плавленого флюса АН-67Б. *Прогрессивные технологии сварки в промышленности: Материалы научно-технического семинара, 20–22 мая 2003 г., Киев, УИЦ «Наука. Техника. Технология»*, сс. 69.
10. Maydanchuk, T., Reznik, S. (2021) *The 8th Asian Welding Technology & Application Forum – Intelligent Welding and Surfacing & Additive Manufacturing Technology Remote International Forum. 18.04.2021*. High-performance welding technology of vertical butt joints.

References

1. Kornienko, A.N., Makarenko, N.A. (2019) The birth and formation of electroslog welding. *Avtomat. Zvaryuvannye*, **10**, 70–73. [in Russian].

2. Paton, B.E., Yushchenko, K.A., Kozulin, S.M., Lychko, I.I. (2019) Electroslag welding process. Analysis of the state and tendencies of development (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 33–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwg2019.10.05>

3. (1980) Electroslag welding and surfacing. Ed. by B.E. Paton. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

4. Pokhodnya, I.K., Dubovetsky, V.Ya., Shlepakov, V.N. et al. (1966) Arc welding of vertical seams with forced formation. *Avtomat. Svarka*, **11**, 67–70 [in Russian].

5. Yablonsky, B.V. (1988) Technique for two-electrode welding of vertical joints with forced formation of a seam under a slag layer. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 56–59 [in Russian].

6. Pirumov, A.E., Skachkov, I.O., Suprun, S.A., Maksimov S.Yu. (2007) Specialized information-measuring system for monitoring the process of arc welding. *The Paton Welding J.*, **8**, 34–35.

7. Lychko, I.I., Yushchenko, K.A., Suprun, S.A., Kozulin S.M. (2019) Peculiarities of electrode and base metal melting in electroslag welding. *The Paton Welding J.*, **3**, 12–17. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwg2019.03.01>.

8. Podgaetsky, V.V., Kuzmenko, V.G. (1988) *Welding slags: Refer. Book*. Kyiv, Naukova Dumka.

9. Pashchin, A.N., Reznik, S.A., Smirnov, O.A., Tokarev, V.S., Goncharov, M.A. (2003) New technology for vertical welding of sheet metal structures using fused flux AN-67B. In: *Proc. of Sci. and Tech. Seminar on Progressive Welding Technologies in Industry (May 20–22, 2003, Kyiv)*, Educational Center «Science. Technique. Technology», 69 [in Russian].

10. Maydanchuk, T., Reznik, S. (2021) *The 8th Asian Welding Technology & Application Forum – Intelligent Welding and Surfacing & Additive Manufacturing Technology Remote International Forum*, 18.04.2021. High-performance welding technology of vertical butt joints.

IMPROVEMENT OF TECHNOLOGY AND EQUIPMENT FOR WELDING VERTICAL JOINTS WITH FORCED SEAM FORMATION

S.A. Reznik, S.M. Kozulin, S.O. Suprun

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

E-mail: s.m.kozulin@gmail.com

The paper presents the results of design and experimental studies carried out to modernize welding equipment to increase the reliability of operation in installation conditions and improve ergonomic performance. The results of improving the technology and technique of welding vertical joints with forced seam formation in order to increase the productivity of the process and expand its technological capabilities, as well as improve the sanitary and hygienic working conditions of the welder-operator are presented. The A-1150 and AD343 machines were modernized and prototypes of the machines were manufactured to create new specialized assembly welding equipment based on a modern element base in compliance with ergonomic requirements. The study of the macrostructure of the welded joints showed that the weld metal is dense, and no defects in the form of gaps, cracks, pores, non-metallic inclusions, etc. were found. The main advantages of the proposed method in comparison with ESW and the method of welding with forced cored wire formation are shown. The technology and equipment for submerged arc welding with forced forming of vertical joints of low-carbon low-alloy steels with a thickness of 12...80 mm have been developed and successfully implemented in factory and installation conditions. 10 Ref., 9 Fig.

Keywords: *electroslag welding, electric arc welding with forced seam formation, assembly machines, low-carbon low-alloy steels, fluxes, heat input, impact strength*

Отримано 30.04.2024

Отримано у переглянutoму вигляді 12.06.2024

Прийнято 27.08.2024

ІННОВАЦІЙНИЙ МАТЕРІАЛ: НАДМІЦНЕ ЗОЛОТО

Дослідники додали в золото крихітні пори, що поліпшило його міцність до 100%, а також збільшило пластичність порівняно з повністю щільним золотом.

Китайські вчені представили новий метод отримання чистого золота, яке одночасно міцне і легке. Цей метод полягає у створенні маленьких пор однакового розміру всередині твердого металу. Це відкриття може суттєво вплинути на аерокосмічну галузь, виробництво автомобілів та побутової електроніки. Саме в цих галузях промисловості є гостра потреба в матеріалах, які одночасно і легкі, і дуже міцні, пише Interesting Engineering.

Традиційні методи обробки металів тиском, як-от лиття, зварювання та 3D-друк, призначені для усунення внутрішніх порожнин у металах, оскільки їх вважають суттєвим дефектом матеріалу. Інженери завжди приділяли багато уваги тому, щоб не допускати утворення пустот усередині металів, адже вони можуть знижувати їхню міцність, довговічність і якість.

Але вчені з Китайської академії наук замість того, щоб видаляти ці порожнечі, відрегулювали їхню форму та розподіл у металі. Вчені виявили, що це не тільки знижує негативний вплив пустот на метали, а й має несподівані переваги.

Вчені для демонстрації свого методу поліпшення якості металів обрали золото. Для цього вони створили золото з однорідними опорами, які розподілені рівномірно всередині твердого металу. У результаті маніпуляцій із золотом вчені створили новий матеріал.

Випробування показали, що, якщо додати в золото крихітні порожнечі, які займатимуть від 5% до 10% матеріалу, то міцність золота зростає на 50-100%.

Такий поліпшений матеріал може витримувати більш високі навантаження і водночас зберігати хорошу пластичність, яка у деяких випадках навіть краща, ніж у повністю щільного золота. Правильне розміщення пустот у матеріалі допомагає збалансувати його міцність і пластичність, кажуть учні.

Новий метод створення надміцних матеріалів відрізняється від традиційних, які підвищують міцність шляхом додавання більш легких елементів, таких як алюміній або літій. Новий метод пропонує екологічно чисту та економічно ефективну стратегію поліпшення металу без додаткової ваги або забруднення.

За словами вчених, порожнечі знижують щільність чистого золота більш ніж на 10%, що робить його легшим і більш придатним для вторинної переробки. Водночас вчені з'ясували, що їхній метод допомагає зберегти основні фізичні та хімічні властивості золота, зокрема його теплопровідність, електропровідність і стійкість до корозії. Вчені вважають, що їхній метод можна застосувати і до інших металів і сплавів.

Це відкриття може суттєво вплинути на аерокосмічну галузь, виробництво автомобілів та побутової електроніки. Саме в цих галузях промисловості є гостра потреба в матеріалах, які одночасно і легкі, і дуже міцні.



ДИФУЗІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МА2-1 ЧЕРЕЗ ПРОМІЖНИЙ ПРОШАРОК З ТИТАНУ АБО НІКЕЛЮ

Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, В.Є. Федорчук, В.А. Костін, О.Л. Пузрін

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

В статті розглянуто дифузійне зварювання в вакуумі магнієвого сплаву МА2-1. Встановлено, що зварювання магнієвого сплаву без використання проміжних прошарків не забезпечує отримання якісних з'єднань. В стику спостерігаються окремі плоскі пори, витягнуті вздовж лінії з'єднання, наявність яких є причиною низьких механічних властивостей з'єднань. Застосування при зварюванні проміжних прошарків із малолегованих сплавів нікелю або титану та формуючих матриць, які забезпечують збільшення пластичної деформації на контактних поверхнях зразків в процесі термо-деформаційного циклу зварювання дозволяють отримати з'єднання без дефектів. При цьому, як показали металографічні дослідження, відбувається значна пластична деформація прошарку (Ni або Ti), який по відношенню до сплаву магнію є більш твердим матеріалом. Визначено механічні властивості зварних з'єднань та їх мікротвердість. Бібліогр. 13, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: дифузійне зварювання в вакуумі, магнієвий сплав, проміжний прошарок, мікроструктура, механічні випробування

Вступ. Магній є одним з найпоширеніших елементів у земній корі та є найлегшим серед всіх конструкційних металів. З його щільністю $1,74 \text{ г/см}^3$, що вчетверо менша, ніж у сталі і на третину є меншою, ніж у алюмінію, магній знаходить все ширше застосування в різних галузях промисловості, таких як автомобільна, аерокосмічна, медична, виробництво електронного обладнання, спортивного інвентарю та ручного інструменту [1]. Зростання виробництва магнію та його сплавів вимагає розробки ефективних методів з'єднання. Зокрема, відомо, що зварювання плавленням може призвести до розміцнення магнієвих сплавів, формування швів з крупнокристалічною структурою та утворення дефектів, таких як пори, мікровключення оксидних плівок і тріщини [2, 3]. Дифузійне зварювання у вакуумі (ДЗВ) є привабливою альтернативою, оскільки дозволяє уникнути цих дефектів. Однак, відмічається, що проведення процесу на відносно низьких температурах (до 420°C) не дозволяє інтенсифікувати дифузійні процеси в стику, через що залишається чітка лінія контакту, а міцність таких з'єднань низька. Використання вищих температур і більшої тривалості зварювання призводить до інтенсивного росту зерна в магнії і, як наслідок, до падіння механічних властивостей таких з'єднань [4, 5].

Згідно з літературними даними застосування проміжних прошарків зі срібла, нікелю, міді тощо дозволяє отримати бездефектні з'єднання, але запропоновані температури зварювання при цьому все ще залишаються високими ($480\ldots 530^\circ\text{C}$)

[6–10]. Розглянуті приклади вказують на необхідність пошуку проміжних прошарків, які б, окрім активації поверхонь, дозволили проводити процес при нижчих температурах. В якості таких матеріалів в даній роботі було запропоновано використати фольгу з нікелю або титану.

Метою досліджень було встановлення впливу проміжних прошарків з титану або нікелю при дифузійному зварюванні магнієвого сплаву МА2-1 на формування структури та механічні властивості зварних з'єднань.

Матеріали та методика. Дослідження проводили з зразками магнієвого сплаву МА2-1 ($\text{Mg} - 3,8-5,0\text{Al} - 0,8-1,5\text{Zn} - 0,3-0,7\text{Mn}$, % ваг.) розміром $15 \times 10 \times 1,5 \text{ мм}$ [11]. Зварювання пластин виконували у вільному стані та з використанням формуючих матриць. Параметри ДЗВ задавали наступні: температура 420°C , тиск 10 МПа , тривалість процесу $30\ldots 120 \text{ хв}$, вакуум у камері підтримували на рівні $1,33 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$. Безпосередньо перед завантаженням до камери оксидну плівку з контактних поверхонь зразків видаляли шляхом зачистки шабером і знежирювали етиловим спиртом. В якості проміжного прошарку використовували фольгу з малолегованих сплавів титану ВТ1-0 і нікелю Н2 товщиною по 30 мкм .

Дослідження мікроструктури зварних з'єднань проводили на поперечних шліфах на металографічному оптичному мікроскопі «Neophot-32» та скануючому електронному мікроскопі JEOL JSM-840 у режимі вторинних електронів (SEI). Електронний мікроскоп оснащено комбінованою сис-

Фальченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>, Петрушинець Л.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7946-3056>, Федорчук В.Є. – <https://orcid.org/0000-0002-9929-3231>, Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0003-0625-2113>, Пузрін О.Л. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>

© Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, В.Є. Федорчук, В.А. Костін, О.Л. Пузрін, 2024

темою енергодисперсійного мікроаналізу INCA PentaFet×3. Підготовка шліфів проводилась за стандартною методикою на високошвидкісних полірувальних кругах з використанням алмазних паст різної дисперсності.

Границю міцності основного металу і зварних з’єднань визначали на універсальній машині ЦД4 при статичному розтягуванні плоских зразків з попереднім зачищенням ділянки нахлесту та видаленням грату довкола неї. Дослідження проводились на напускних з’єднаннях 10×130 мм з довжиною напуску 20 мм.

Результати та їх обговорення. Зварювання магнієвого сплаву МА2-1 без використання проміжних прошарків. Попередні результати досліджень показали, що режим зварювання: температура 400 °С і тривалість процесу 60 хв не забезпечують отримання якісних з’єднань (рис. 1, а) [11]. Підвищення температури до 420 °С з одночасним збільшенням часу зварювання вдвічі (120 хв) дозволяє залікувати основну частину дефектів в стику (рис. 1, б). При цьому формується зона з’єднання з чіткою лінією розділу без проростання спільних зерен через неї, на деяких ділянках продовжують спостерігатися окремі плоскі пори, витягнуті вздовж лінії з’єднання, наявність яких, а також відсутність проростання загальних зерен є причиною низьких механічних властивостей таких з’єднань, міцність яких знаходиться на

доволі низькому рівні і становить лише 50 % від міцності вихідного матеріалу (табл. 1).

Подальші дослідження проводили з використанням проміжних прошарків з фольги з нікелю або з титану. Проведення серії експериментів дозволило встановити, що оптимальним режимом зварювання через запропоновані прошарки є температура 420 °С, тиск 10 МПа, тривалість витримки 30 хв.

Зварювання магнієвого сплаву МА2-1 через проміжний прошарок з нікелю. При зварюванні магнієвого сплаву МА2-1 через фольгу з нікелю відбувається взаємодія прошарку з основним металом з формуванням фазових виділень системи Mg–Ni (рис. 2, а). Зона з’єднання між фольгою і основним матеріалом характеризується наявністю окремих дефектів у вигляді пор. Мікротвердість зразків по площині пластин МА2 становить 580...732 МПа, в проміжному прошарку – 1680 МПа.

Подальші дослідження було запропоновано проводити ДЗВ в формуючих матрицях, так як вони забезпечують збільшення пластичної деформації на контактних поверхнях зразків в процесі термо-деформаційного циклу зварювання [12].

При проведенні процесу ДЗВ в формуючій матриці спостерігається неоднорідне стоншення фольги місцями до ~ 15 мкм (рис. 2, б), а також її розриви на окремих ділянках внаслідок спрямованої пластичної деформації матеріалу в стику під

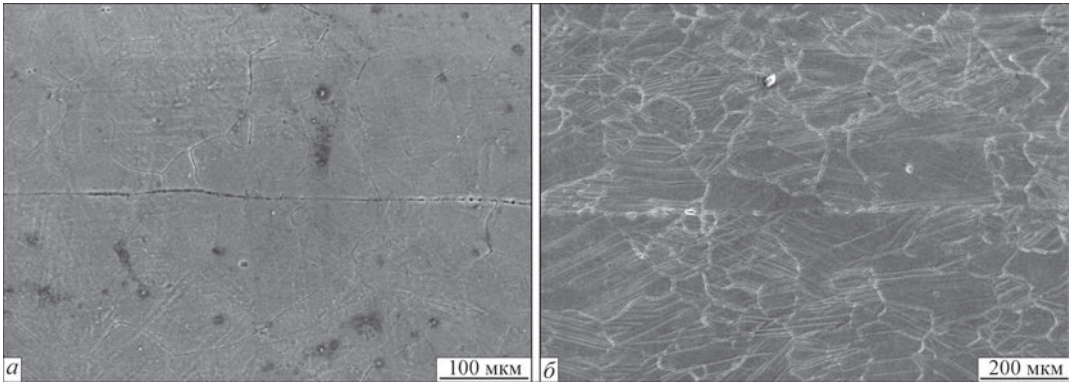


Рис. 1. Мікроструктура зони з’єднання МА2-1 + МА2-1, отриманого ДЗВ у вільному стані (а) і в формуючих матрицях (б) на режимі: а – $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 10\text{ МПа}$, $t = 60\text{ хв}$; б – $T = 420\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 10\text{ МПа}$, $t = 120\text{ хв}$

Таблиця 1. Міцність на розрив магнієвого сплаву МА2-1 у вихідному стані та його зварних з’єднань, отриманих в формуючих матрицях

Номер з/п	Зварне з’єднання	σ_r , МПа	σ_b , МПа	Середнє значення σ_b , МПа
1	МА2-1 основний метал	32,2	221,4	209,7
2	МА2-1 основний метал		220,2	
3	МА2-1 основний метал		193,5	
4	МА2-1 основний метал		203,7	
5	МА2-1 + МА2-1	29,4	107,4	105,5
6	МА2-1 + МА2-1		100,6	
7	МА2-1 + МА2-1		107,1	
8	МА2-1 + МА2-1		106,8	

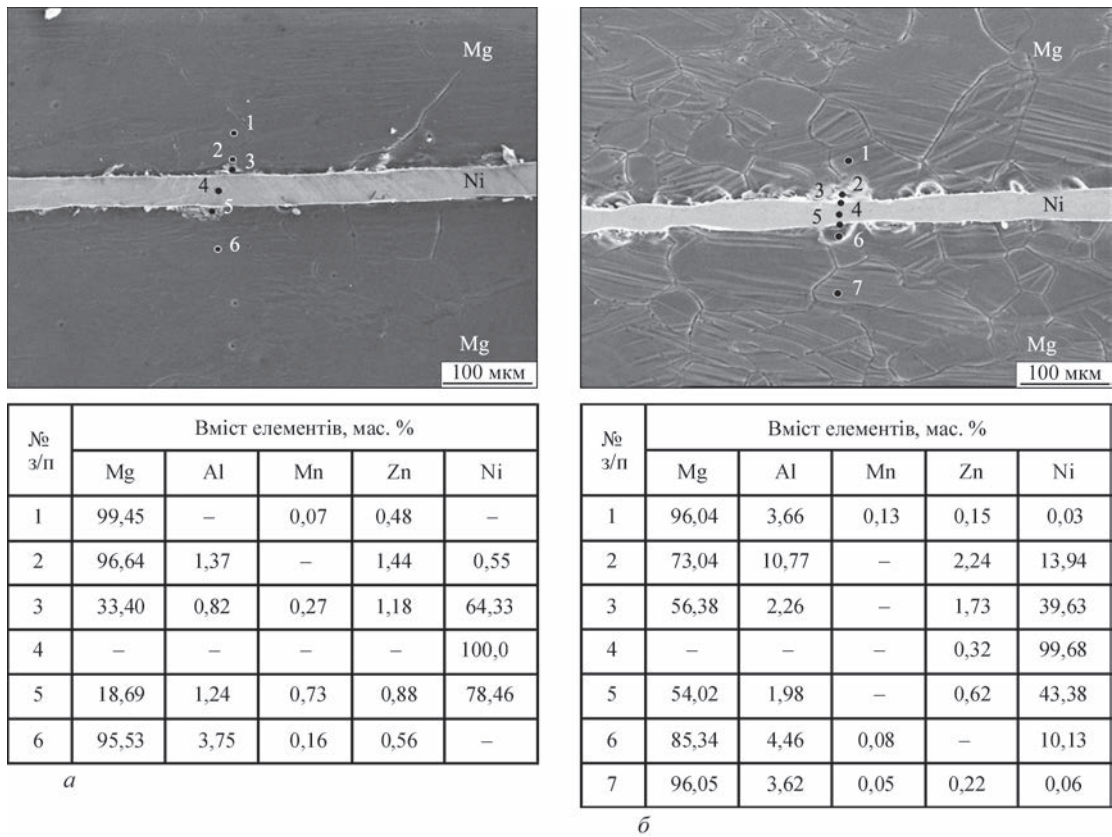


Рис. 2. Мікроструктура і хімічний склад зони з’єднання МА2-1 + Ni + МА2-1, отриманого ДЗВ у вільному стані (а) і в формуючих матрицях (б) на режимі: $T = 420\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 10\text{ МПа}$, $t = 30\text{ хв}$

час процесу зварювання (рис. 3). Тобто в процесі зварювання в формуючих матрицях окрім загальної деформації зразків відбувається значна пластична деформація прошарку, який по відношенню до сплаву магнію є більш твердим матеріалом.

Також варто відмітити формування фазових вихороподібних виділень вздовж границі контакту, що відповідно до [9], вірогідно, є фазою Mg_2Ni . Мікротвердість зразків по площині шліфа змінюється доволі неоднорідно і становить 356...779 МПа на ділянках основного металу, 490...610 МПа – в дифузійній зоні сплав МА2-1/сплав Н2, 1680...1750 МПа – в проміжному прошарку. Міцність на розрив таких з’єднань є вищою від зразків, отриманих без проміжних прошарків

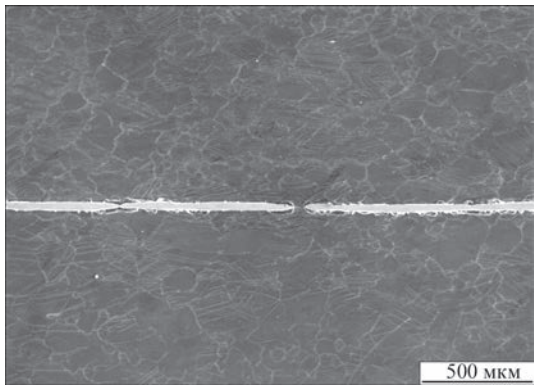


Рис. 3. Мікроструктура ділянки зони з’єднання МА2-1 + Ni + МА2-1 з характерними розривами проміжного прошарку

(табл. 1), середні значення якої дорівнюють $\sigma_{\text{в}} = 131\text{ МПа}$ (табл. 2 п. 1–4), що становить 62 % від міцності вихідного матеріалу.

Зварювання магнієвого сплаву МА2-1 через проміжний прошарок з титану. Згідно з [13] в системі Mg-Ti не утворюються інтерметалідні сполуки, тому титан є більш перспективним матеріалом для використання в якості проміжного прошарку.

В з’єднаннях, отриманих у вільному стані, аналогічно до зразків з нікелем в стику спостерігаються окремі пори вздовж лінії контакту МА2-1/Ті (рис. 4, а). Товщина проміжного прошарку залишається на рівні вихідної фольги. Мікротвердість зразків по площині пластин МА2 становить 526...767 МПа, в проміжному прошарку – 1920...2100 МПа.

Використання формуючих матриць дозволяє отримати бездефектні з’єднання (рис. 4, б). В цьому випадку зона з’єднання також має хвилеподібний характер з окремими розривами прошарку з титану та його стоншенням на окремих ділянках до $\sim 20\text{ мкм}$. Розподіл мікротвердості подібний до зразків, отриманих через проміжний прошарок з нікелю: 356...757 МПа – в основному металі, 610 ... 696 МПа – поблизу границі розділу сплав МА2-1/сплав ВТ1-0, 1750...1920 МПа – в проміжному прошарку. Міцність на розрив при цьому збільшується до $\sigma_{\text{в}} = 143,1\text{ МПа}$ (табл.2 п. 5–8), що становить 68 % від відповідного значення для вихідного магнієвого сплаву.

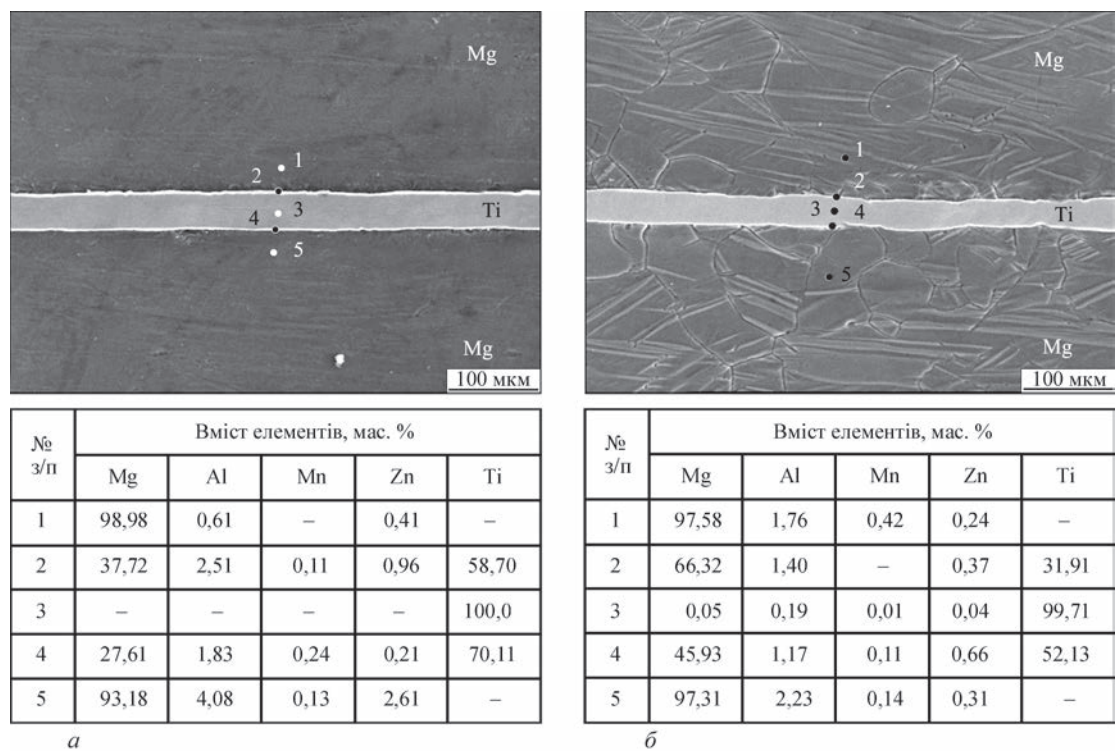


Рис. 4. Мікроструктура і хімічний склад зони з’єднання MA2-1 + Ti + MA2-1, отриманого ДЗВ у вільному стані (а) і в формуючих матрицях (б) на режимі: $T = 420\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 10\text{ МПа}$, $t = 30\text{ хв}$

Таблиця 2. Міцність на розрив з’єднань з магнієвого сплаву MA2-1, отриманих при зварюванні в формуючих матрицях через проміжні прошарки зі сплавів титану та нікелю

Номер з/п	Зварне з’єднання	σ_z , МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	Середнє значення $\sigma_{\text{в}}$, МПа
1	MA2-1 + Ni + MA2-1	48,2	131,2	131,0
2	MA2-1 + Ni + MA2-1		129,3	
3	MA2-1 + Ni + MA2-1		141,8	
4	MA2-1 + Ni + MA2-1		121,8	
5	MA2-1 + Ti + MA2-1	49,1	134,7	143,1
6	MA2-1 + Ti + MA2-1		139,8	
7	MA2-1 + Ti + MA2-1		158,2	
8	MA2-1 + Ti + MA2-1		139,8	

Висновки

1. Встановлено, що зварювання магнієвого сплаву без використання проміжних прошарків не забезпечує отримання якісних з’єднань. В стику спостерігаються окремі плоскі пори, витягнуті вздовж лінії з’єднання, наявність яких є причиною низьких механічних властивостей з’єднань.
2. Застосування при зварюванні проміжних прошарків із малолегованих сплавів нікелю H2 та титану BT1-0 товщиною 30 мкм та формуючих матриць, які забезпечують збільшення пластичної деформації на контактних поверхнях зразків в процесі термо-деформаційного циклу зварювання, дозволяють отримати з’єднання без дефектів.
3. Як свідчать результати металографічних досліджень при зварюванні в формуючих матрицях спостерігається нерівномірне зменшення товщини фольги місцями до 15...20 мкм, а на деяких ділянках і її розриви, що може бути наслідком спрямо-

- ваної пластичної деформації матеріалу в стику під час процесу зварювання.
4. Виходячи з результатів металографічних досліджень та визначення механічних властивостей зразків використання прошарку з титану більш перспективне. При використанні прошарку з нікелю в стику вздовж границі Ni–Mg спостерігається утворення фазових вихороподібних виділень, що вірогідно, є фазою Mg_2Ni . В зразках, отриманих в формуючих матрицях з використанням прошарку з титану дефектів не виявлено. Міцність на розрив для з’єднань, отриманих з використанням прошарку з нікелю становить 62 % ($\sigma_{\text{в}} = 131\text{ МПа}$), а для прошарку з титану відповідно становить 68 % ($\sigma_{\text{в}} = 143,1\text{ МПа}$) від значення міцності для вихідного матеріалу.

Список літератури

1. Gialanella, S., Malandrucolo, A. (2020) *Aerospace Alloys*. Springer, Cham.
2. Min, D., Shen, J., Lai, S., Chen, J. (2009). Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy

- plates. *Materials Characterization*, 60(12), 1583–1590. DOI:10.1016/j.matchar.2009.09.010.
3. Abbas, M., Khan, A., Ali, M. et al. (2014) Effect of weld current and weld speed on the microstructure and tensile properties of magnesium alloy specimens during tungsten inert gas. *Technical Journal, University of Engineering and Technology Taxila*, 19(II), 35–39.
 4. Lingxiao, Ouyang, Yunwei, Gui, Quanan, Li, Yunqiang, Fan (2021) Isothermal compression bonding mechanism and mechanical properties of WE43 magnesium-rare earth alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 822(3), 141664. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141664>
 5. Fei Lin, YaXin Tian, Zhitong Chen et al. (2015) Diffusion Bonding and Post-Weld Heat Treatment of Extruded AZ91 Magnesium Alloys. *Metals, Alloys, Coatings*, 21(4). DOI: <https://doi.org/10.5755/j01.ms.21.4.9699>
 6. Sun, D.Q., Gu, X.Y., Liu, W.H. (2005) Transient liquid phase bonding of magnesium alloy (Mg–3Al–1Zn) using aluminium interlayer. *Materials Science and Engineering: A*, 391(1–2), 29–33. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.008>
 7. Ghavami, R., Halvae, A., Hadian, A. (2019) Effect of bonding temperature on interface properties of AZ31 magnesium alloys joined by transient liquid phase using silver interlayer. *Materials Research Express*, 6, 116519, 1–9. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab44df>
 8. Abdulaziz Nasser AlHaza, Muhammad Ali Shar, Anas Mahmoud, Hiroshi Nishikawa (2018) Transient Liquid Phase Bonding of Magnesium Alloy AZ31 Using Cu Coatings and Cu Coatings with Sn Interlayers. *Metals*, 8(1), 60. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8010060>
 9. AlHaza, A.N., Khalil Abdelrazek Khalil, Muhammad A. Shar (2016) Transient liquid phase bonding of magnesium alloys AZ31 using nickel coatings and high frequency induction heat sintering. *J. of King Saud University – Science*, 28, 152–159. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jksus.2015.09.006>
 10. Zhang, Weixiang, Du, Shuangmin (2013) Investigation into Cu-interlayered Diffusion Bonding Trial of AZ31B Alloy. *Advanced Materials Research*, 631–632, 167–171. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.631-632.167>
 11. Falchenko, Yu.V., Petrushynets, L.V., Fedorchuk, V.I. et al. (2023) Diffusion welding of magnesium alloy MA2-1 through a zinc interlayer. *The Paton Welding J.*, 9, 38–42. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.09.06>
 12. Falchenko Yu.V., Muravejnik A.N., Kharchenko G.K., Fedorchuk V.E., Gordan G.N. (2010) Pressure welding of micro-dispersed composite material AMg5 + 27 % Al₂O₃ with application of rapidly solidified interlayer of eutectic alloy Al + 33 % Cu. *The Paton Welding J.*, 2, 7–10.
 13. Murray, J.L. (1986) The Mg–Ti (Magnesium–Titanium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 7, 245–248. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02868999>
 2. Min, D., Shen, J., Lai, S., Chen, J. (2009) Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy plates. *Mater. Charact.*, 60(12), 1583–1590. DOI:10.1016/j.matchar.2009.09.010.
 3. Abbas, M., Khan, A., Ali, M. et al. (2014) Effect of weld current and weld speed on the microstructure and tensile properties of magnesium alloy specimens during tungsten inert gas. *Technical J., University of Engineering and Technology Taxila*, 19(II), 35–39.
 4. Lingxiao, Ouyang, Yunwei, Gui, Quanan, Li, Yunqiang, Fan (2021) Isothermal compression bonding mechanism and mechanical properties of WE43 magnesium-rare earth alloy. *Mater. Sci. and Engin.: A*, 822(3), 141664. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141664>
 5. Fei Lin, YaXin Tian, Zhitong Chen et al. (2015) Diffusion bonding and post-weld heat treatment of extruded AZ91 magnesium alloys. *Metals, Alloys, Coatings*, 21(4). DOI: <https://doi.org/10.5755/j01.ms.21.4.9699>
 6. Sun, D.Q., Gu, X.Y., Liu, W.H. (2005) Transient liquid phase bonding of magnesium alloy (Mg–3Al–1Zn) using aluminium interlayer. *Mater. Sci. and Engin.: A*, 391(1–2), 29–33. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.008>
 7. Ghavami, R., Halvae, A., Hadian, A. (2019) Effect of bonding temperature on interface properties of AZ31 magnesium alloys joined by transient liquid phase using silver interlayer. *Materials Research Express*, 6, 116519, 1–9. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab44df>
 8. Abdulaziz Nasser AlHaza, Muhammad Ali Shar, Anas Mahmoud, Hiroshi Nishikawa (2018) Transient liquid phase bonding of magnesium alloy AZ31 using Cu coatings and Cu coatings with Sn interlayers. *Metals*, 8(1), 60. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8010060>
 9. AlHaza, A.N., Khalil Abdelrazek Khalil, Muhammad A. Shar (2016) Transient liquid phase bonding of magnesium alloys AZ31 using nickel coatings and high frequency induction heat sintering. *J. of King Saud University – Science*, 28, 152–159. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jksus.2015.09.006>
 10. Zhang, Weixiang, Du, Shuangmin (2013) Investigation into Cu-interlayered diffusion bonding trial of AZ31B alloy. *Advanced Materials Research*, 631–632, 167–171. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.631-632.167>
 11. Falchenko, Yu.V., Petrushynets, L.V., Fedorchuk, V.I. et al. (2023) Diffusion welding of magnesium alloy MA2-1 through a zinc interlayer. *The Paton Welding J.*, 9, 38–42. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.09.06>
 12. Falchenko, Yu.V., Muravejnik, A.N., Kharchenko, G.K., Fedorchuk, V.E., Gordan, G.N. (2010) Pressure welding of micro-dispersed composite material AMg5 + 27 % Al₂O₃ with application of rapidly solidified interlayer of eutectic alloy Al + 33 % Cu. *The Paton Welding J.*, 2, 7–10.
 13. Murray, J.L. (1986) The Mg–Ti (Magnesium–Titanium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 7, 245–248. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02868999>

References

DIFFUSION WELDING OF MAGNESIUM ALLOY MA2-1 THROUGH THE INTERMEDIATE LAYER OF TITANIUM OR NICKEL

Iu.V. Falchenko, L.V. Petrushynets, V.E. Fedorchuk, V.A. Kostin, O.L. Puzrin

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Vacuum diffusion welding of magnesium alloy MA2-1 is considered in the paper. It was found that welding of the magnesium alloy without using intermediate layers does not ensure formation of high-quality joints. Separate flat pores, elongated along the joint line, are observed in the joint, causing low mechanical properties of the joints. Using intermediate layers made of low-alloy nickel or titanium alloys and forming matrices during welding, which increase plastic deformation on the contact surfaces of the samples during the thermal-deformation welding cycle, allows producing joints without defects. Metallographic studies show significant plastic deformation of the intermediate layer (Ni or Ti), which is a harder material compared to the magnesium alloy. The mechanical properties and microhardness of the welded joints were determined. 13 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Keywords: vacuum diffusion welding, magnesium alloy, intermediate layer, microstructure, mechanical testing

Отримано 16.07.2024

Отримано у переглянутому вигляді 03.09.2024

Прийнято 14.10.2024

ПІДВИЩЕННЯ РЕСУРСУ СЕКЦІЙ СТРУМОПІДВІДНОГО КРИСТАЛІЗАТОРА ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ЧАВУНУ

Ю.М. Кусков, В.М. Проскудін, А.В. Нетяга

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

Розглянуто можливість тривалої експлуатації стаціонарних двосекційних струмопідвідних кристалізаторів без наявності в струмопідвідній секції захисного футерування. У результаті виконаних наплавів у струмопідвідних кристалізаторах різних діаметрів (180, 150, 90, 70 мм) встановлено, що електроерозія поверхні металу струмопідвідної секції здебільшого виникає в нижній частині її вертикального розрізу, незалежно від матеріалу, що використовується для її виготовлення (сталь, мідь). У низці випадків спостерігається ерозія і верхнього торця формувальної секції. Використання для її виготовлення формувальних сумішей (шамот) призводить до виходу з ладу секції протягом одного наплавлення. Гарантований захист від ерозії струмопідвідної секції забезпечують лише змінні електропровідні футерування. Підвищеної довговічності формувальної секції можна досягти за рахунок особливого конструктивного виконання її верхньої торцевої частини. Бібліогр. 10, рис. 3.

Ключові слова: електрошлакове наплавлення, стаціонарний двосекційний струмопідвідний кристалізатор, довговічність секції

Вступ. У різних електрошлакових технологіях, що використовують примусове формування металу, який переплавляють, найбільш відповідальною частиною є кристалізатори. Матеріалом для виготовлення водоохолоджуваних кристалізаторів зазвичай слугує мідь марки М1, М2, М3, тобто матеріали, що володіють високою теплопровідністю та електропровідністю, а в разі застосування хромованої бронзи – поліпшеними властивостями міцності.

У них відбувається плавлення електродного металу, примусове охолодження та кристалізація розплавленого металу. Стосовно найвідомішого електрометалургійного процесу – електрошлакового переплаву (ЕШП) показано [1], що висока теплова потужність, яка виділяється в шлаку під час проходження через нього електричного струму, а також можливість протікання через сам кристалізатор великих струмів, які зазвичай не перевищують 30 %, а в поодиноких випадках досягають і 90 % загального струму [2], створюють важкі умови його роботи.

Особливістю конструкції струмопідвідного кристалізатора (СПК) є те, що через його струмопідвідну секцію протягом електрошлакового процесу постійно проходить весь робочий струм [3]. Тому основним завданням збереження працездатності СПК є або усунення електроерозійних явищ на межі шлак-стінка кристалізатора (які спостерігаються за будь-якого електрошлакового процесу в разі протікання частини загального струму на стінку кристалізатора [4]), що призводять до руйнування металу стінки, або зниження цих негативних явищ. За даними [5] руйнівна дія електроерозійних процесів помітно проявляється за одночасного

впливу щонайменше двох чинників: високої щільності струму та тривалості його впливу.

З огляду на те, що під час електрошлакового наплавлення (ЕШП) переважно наплавляються високовуглецеві матеріали, зокрема чавуни [6], швидкорізальні сталі [7] та ін., що забезпечують підвищену зносостійкість наплавленого металу, з'являється можливість використання для захисту стінок СПК змінних футерувань з вуглецевмісних неметалевих матеріалів. Найчастіше застосовують такі матеріали як графіт, бажано щільний, дрібнозернистий. На рис. 1 наведено схему розташування футерування в струмопідвідній секції кристалізатора, а на рис. 2 – графітове футерування у вигляді втулки із зовнішнім діаметром близько 200 мм зі слідами ерозії після експлуатації протягом приблизно 10 год. Як показали порівняльні випробування стійкості різних футерувальних матеріалів [8], також перспективно використовувати карбід кремнію. Крім того, як було встановлено в [9], під час переплаву сталі марки 0Х17Т у СПК з графітовим футеруванням на флюсі АНФ-32 зміни вмісту вуглецю не виявлено за висоти наплавленого шару близько 1300 мм. Це означає, що таку технологію переплаву та наплавлення можна застосовувати не тільки для високовуглецевих матеріалів, а й корозійностійких. Проте слід зазначити, що застосування такого конструкційного виконання кристалізатора ускладнює його виготовлення, зокрема забезпечення щільного електричного контакту футеровки та стінок секції; звідси ж, зростає вартість СПК. Спроби захисту стінки струмопідвідної секції за допомогою різних тугоплавких по-

Ю.М. Кусков – <https://orcid.org/0000-0002-8091-2274>, В.М. Проскудін – <https://orcid.org/0000-0002-2737-5983>,

А.В. Нетяга – <https://orcid.org/0000-0002-0576-8006>

© Ю.М. Кусков, В.М. Проскудін, А.В. Нетяга, 2024

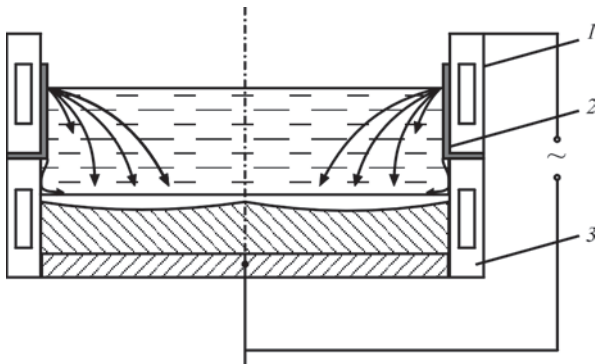


Рис. 1. Схема розташування футерування струмопідвідної секції кристалізатора: 1 – струмопідвідна секція; 2 – футеровка; 3 – формуюча секція



Рис. 2. Захисна графітова втулка зі слідами ерозії після експлуатації протягом приблизно 10 год

криттів (Cr, Mo, W) не дали змоги істотно підвищити довговічність мідної робочої стінки.

Метою цієї роботи є оцінка можливості збільшення терміну служби секції стаціонарного СПК при виконанні наплавлення без використання будь-яких захисних футеровок.

Результати досліджень. Програма проведення досліджень була заснована на врахуванні особливостей ЕШП у стаціонарному СПК. У більшості випадків для отримання біметалевих виробів необхідно наплавляти не більше 10...50 мм металу. Це означає, що час наплавлення не перевищує приблизно 20 хв. Тому можна випробувати ті технічні рішення, які не виправдали себе стосовно кристалізаторів ЕШП, зокрема виготовлення секцій СПК не з міді, а з низьковуглецевої сталі.

Експерименти виконували на двосекційних стаціонарних кристалізаторах різних діаметрів (180, 150,

90, 70 мм). В якості наплавочних матеріалів використовували електроди з великою площею поперечного перерізу та присадку у вигляді дробу одного хімічного складу (високохромистий чавун). Основним матеріалом слугували заготовки з листової сталі марки Ст3. Робочий флюс АНФ-29. Усі наплавлення виконували з твердим стартом (наведення шлакової ванни графітовим електродом у самому кристалізаторі).

Насамперед було проведено серію наплавок у СПК діаметром 180 і 90 мм, виготовлених повністю з міді. У результаті отримано наплавлені шари з хорошим формуванням чавуну та оптимальним пропалвленням основного металу. Але були відзначені ерозійні явища в нижній частині вертикального розрізу струмопідвідної секції та навіть невелике руйнування верхнього торця нижньої (формувальної секції). Перше порушення суцільності мідної стінки очевидно пов'язане з неоптимальним розташуванням зварних швів у зоні проходження максимального струму, а також з їхньою невисокою якістю у її дослідному зразку. Друге підтвердило [9], що, незважаючи на електроізоляцію формувальної секції, частина робочого струму нею все ж таки шунтується.

Надалі було проведено наплавлення в СПК діаметром 150 мм зі сталеву струмопідвідною секцією за різного виконання формувальної секції. Було встановлено, що в разі виготовлення обох секцій зі сталі забезпечити тривалу експлуатацію СПК не вдається: відбувається поступове підплавлення торцевих поверхонь секцій з подальшим (через 3-4 наплавлення) виходом СПК з ладу через локальне пропалвлення стінки.

Використання формувальної секції у вигляді шамотної втулки призводить до того, що під час електрошлакового процесу відбувається активна взаємодія шлаку та шамоту зі значною зміною розміру секції і, відповідно, з погіршенням якості формування наплавленого шару. До подальшої експлуатації втулка непридатна.

У СПК діаметром 70 мм випробували варіант конструктивного виконання струмопідвідної секції зі сталі, а формувальної – з міді. Під час наплавлення спостерігалось невелике підплавлення в нижній

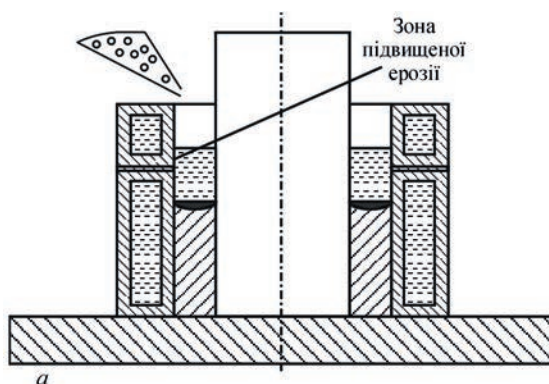


Рис. 3. Зони ерозії струмопідвідної секції, що активно протікає, на схемі наплавлення (а) і в СПК діаметром 70 мм (б)

частині вертикального розрізу струмопідвідної секції; з формувальною секцією жодних змін не відбувалося. Можна прогнозувати, що в разі виготовлення струмопідвідної секції не зі сталі марки СтЗ, а з армо-заліза, працездатність секції підвищиться завдяки поліпшенню тепловідведення від охолоджуваної водою стінки. На рис. 3 представлені зони ерозії струмопідвідної секції на схемі наплавлення (а) і в СПК діаметром 70 мм (б).

Таким чином, проведені дослідження показали, що оптимальним варіантом конструкції стаціонарного СПК слід вважати конструкцію з використанням змінних електропровідних футеровок. При цьому струмопідвідну секцію можна виготовляти як мідною, так і сталеву. Формуючу секцію бажано виготовляти з міді. Крім того, було підтверджено зазначену в [10] перспективу унеможливлення ерозії верхнього торця формувальної секції за рахунок невеликої зміни його конструктивного виконання.

Висновки

1. Гарантований захист струмопідвідної секції стаціонарного СПК можна забезпечити за рахунок використання змінного електропровідного футерування.

2. За наявності захисного футерування струмопідвідна секція може бути виготовлена як із міді, так і з низьковуглецевої сталі, бажано армо-заліза.

3. Формуючу секцію кристалізатора необхідно виготовляти з міді або бронзи.

4. Запропоновані в статті способи підвищення довговічності секцій стаціонарного двосекційного струмопідвідного кристалізатора при електрошлаковому наплавленні чавуну показали на практиці позитивні результати.

Список літератури

1. (1976) *Электрошлаковые печи*. Патон Б.Е., Медовар Б.И. (ред.). Киев, Наукова думка.
2. Миронов Ю.М. (2018) *Установки электрошлаковой металлургической технологии*. Москва, ИНФРА-М.
3. Kuskov, Yu.M. (2003) A new approach to electroslag welding. *Welding J.*, 82(4), 42–45.

4. (1986) *Металлургия электрошлакового процесса*. Патон Б.Е., Медовар Б.И. (ред.). Киев, Наукова думка.
5. Величко Т.Л., Никулин А.А. (1977) Явление на границе ванна-гильза кристаллизатора при электрошлаковом переплаве. *Электротехническая промышленность*, 5, 15–17.
6. Нетяга А.В., Кусков Ю.М., Проскудин В.М., Жданов В.О. (2022) Вибір зносостійких матеріалів для електрошлакового наплавлення в струмопідвідному кристалізаторі деталей обладнання гірничої техніки. *Автомат. зварювання*, 2, 37–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.02.06>
7. Медовар Б.И., Медовар Л.Б., Чернец А.В. и др. (2001) Электрошлаковая наплавка жидким металлом – новый способ производства высококачественных композитных заготовок валков прокатных станов. *Бюл. «Черная металлургия»*, 4, 42–45.
8. Кусков Ю.М., Ксендзык Г.В. (1994) Исследования стойкости защитной футеровки токоподводящего кристаллизатора. *Автомат. сварка*, 1, 51–52.
9. Томиленко С.В., Кусков Ю.М. (1999) Энергетические особенности электрошлакового процесса в токоподводящем кристаллизаторе. *Автомат. сварка*, 2, 51–53.
10. Шевченко В.Е. (2001) *Электрошлаковая технология в производстве современных прокатных валков*. Дис.... канд. техн. наук. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.

References

1. (1976) *Electroslag furnaces*. Eds by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kyiv, Naukova Dumka.
2. Mironov, Y.M. (2018) *Installations of electroslag metallurgical technology*. Moscow, INFRA-M.
3. Kuskov, Yu. M. (2003) A new approach to electroslag welding. *Welding J.*, 82(4), 42–45.
4. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Eds by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kyiv, Naukova Dumka.
5. Velichko, T.L., Nikulin, A.A. (1977) Phenomenon on the bath-guise boundary of the crystalliser at electroslag remelting. *Electrotechnical Industry*, 5, 15–17.
6. Netyaga, A.V., Kuskov, Yu.M., Proskudin, V.M., Zhdanov, V.O. (2022) Selection of wear-resistant materials for electroslag remelting in a jet-assisted crystalliser for parts of equipment for mining technology. *Avtomat. Zvaryuvannya*, 2, 37–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.02.06>
7. Medovar, B.I., Medovar, L.B., Chernets, A.V. et al. (2001) Electroslag cladding with liquid metal - a new way of production of high quality composite billets of rolling mill rolls. *Chyorn. Metallurgiya*, 4, 42–45.
8. Kuskov, Yu.M., Ksendzyk, G.V. (1994) Investigations of durability of protective lining of current-feeding crystalliser. *Avtomat. Svarka*, 1, 51–52.
9. Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu.M. (1999) Energy features of electroslag process in current-feeding mould. *Avtomat. Svarka*, 2, 51–53.
10. Shevchenko, V.E. (2001) *Electroslag technology in the production of modern rolling rolls*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Tech Sci. Degree, Kyiv, PWI.

INCREASING THE RESOURCE OF CURRENT-SUPPLYING MOULD AT ELECTROSLAG MELTING OF CAST IRON

Yu.M. Kuskov, V.M. Proskudin, A.V. Netyaga

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

E-mail: netyaga_av@ukr.net

The paper considers the possibility of long-term operation of stationary two-section current-carrying moulds without a protective lining in the current-carrying section. As a result of surfacing in the current-carrying moulds of various diameters (180, 150, 90, 70 mm), it was found that the electroerosion of the metal surface of the current-carrying section mostly occurs in the lower part of its vertical section, regardless of the material used for its manufacture (steel, copper). In some cases, erosion of the upper end of the moulding section is also observed. The use of moulding compounds (chamotte) for its manufacture leads to failure of the section within one surfacing cycle. Only replaceable electrically conductive linings provide guaranteed protection against erosion of the current-conducting section. Increased durability of the moulding section can be achieved due to the special design of its upper end part. 10 Ref., 3 Fig.

Keywords: *electroslag surfacing, stationary two-section current-supplying mould, section durability*

Отримано 13.05.2024

Отримано у переглянутому вигляді 25.06.2024

Прийнято 05.09.2024

РОЗВИТОК КОНТАКТНОГО КОНДЕНСАТОРНОГО ЗВАРЮВАННЯ В ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА

У 1958–1960 рр. у Обчислювальному центрі АН УРСР (тепер Інститут кібернетики ім. В.М. Глушкова НАН України) під керівництвом В.М. Глушкова було розроблено першу в СРСР електронну цифрову машину широкого призначення «Днепр». Через два роки на заводі «Радіоприлад» випуск таких машин досяг рівня провідних фірм США. У складі різних систем контролю та управління машини «Днепр» та «Мир» були запущені в експлуатацію на низці найбільших підприємств СРСР. Перші системи управління електронно-обчислювальних машин склалися з електромеханічних та аналогових приладів систем стабілізації.

З часом стало ясно, що принцип побудови систем управління на основі аналогових та дискретних лічильно-обчислюваних пристроїв не має перспективи. У 1962 р. уряд Радянського Союзу ухвалив постанову про розвиток мікроелектронної промисловості. У 1963 р. було створено Київське конструкторське бюро з мікроелектроніки КБ-3,

колектив якого займався розробкою гібридних інтегральних схем. Так, вже до 1968 р. на Київському підприємстві «Мікроприлад» були розроблені мікроелектронні елементи.

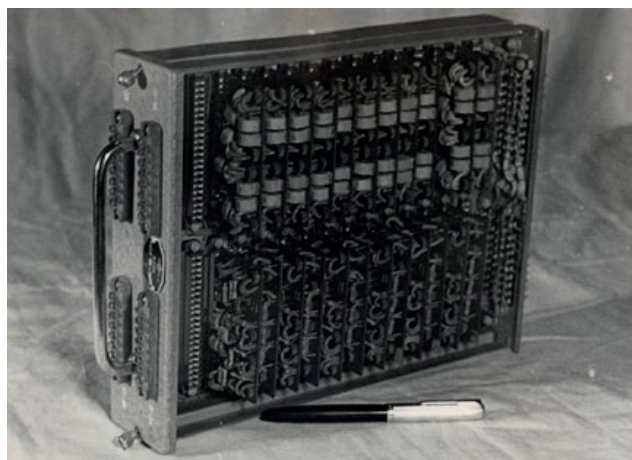
Якість і довговічність систем управління зокрема визначається надійністю з'єднання схемних комунікацій, напівпровідників з металевими провідниками. Особливі труднощі викликані тим, що їх найрізноманітніші компоненти (транзистори, діоди, резистори та конденсатори) виконуються на одній монокристалічній пластинці напівпровідника, структурний склад транзистора–метал, оксид, а напівпровідник виготовляються з металів малої товщини, периметрів і діаметрів. Крім того, напівпровідникові структури, в основному, виготовляють з монокристалів кремнію, танталу і германію – порівняно крихких матеріалів, покритих тонкою плівкою стійких оксидів.

В СРСР було розгорнуто пошук технологій надійного з'єднання елементів електронних приладів, та розпочато удосконалення відомих технологій зварювання, пайки та інших технологій. Одним з напрямків наукових досліджень стало точкове зварювання опором металів малої товщини енергією, акумульованою в батареї конденсаторів.

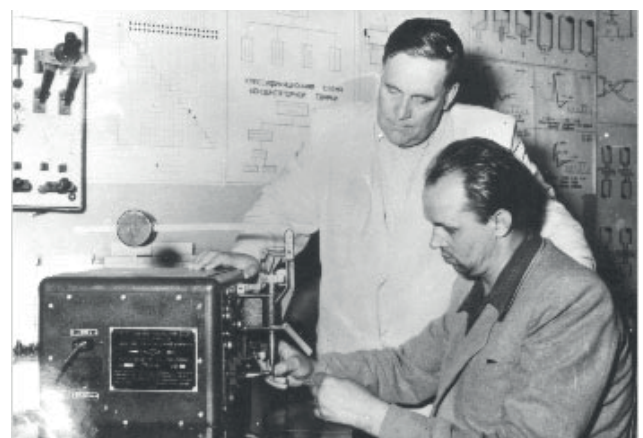
Контактне конденсаторне зварювання в ІЕЗ за дорученням К.К. Хренова В.Е. Моравський почав досліджувати ще у 1945 році. Тоді ж він встановив можливість ефективного використання процесу розряду конденсаторів безпосередньо на деталі, що зварюються, можливість стикового зварювання дрітків малого діаметра. Перевагами в порівнянні з іншими способами, в тому числі, і з контактним зварюванням змінним струмом, були точність дозування енергії в зоні зварювання, короткочасність



Лицьова і зворотня сторони однієї із 2300 стандартних комірок машини «Днепр»



Зовнішній вигляд стандартного субблока машини «Днепр»



К.К. Хренов і В.Е. Моравський за установкою контактного конденсаторного зварювання

сильноточного розряду, мала потужність енергії, що споживається з мережі.

При конденсаторному зварюванні тонких виробів істотну роль має початковий опір холодно-го контакту між поверхнями, що з'єднуються (В.Е. Моравський, Д.С. Ворона).

До середини 1950-х років В.Е. Моравським зі співробітниками ІЕЗ було створено ударне конденсаторне зварювання (УКЗ). При цьому з'явилася можливість з'єднувати деталі з різномірних металів, які в рідкому стані утворюють інтерметалідні сполуки (такі, як алюміній зі сталлю і міддю), або мають теплофізичні властивості, що різко відрізняються (наприклад, мідь і вольфрам чи молибден).

У 1957 р. розроблено технологію (І.З. Хоменко) і було створено першу установку для приварювання ніжок до циферблатів годинника для 2-го Московського годинникового заводу та зміцнювальних сормайтів кульок до пір'я авторучок для фабрики ім. Сакко та Ванцетті.

У середині 1950-х років у м. Києві було налагоджено серійний випуск машини ТКМ-4. Вона стала основою для розвитку обладнання для точкового та рельєфного конденсаторного зварювання.

У 1963 р. в ІЕЗ було організовано відділ конденсаторного зварювання під керівництвом В.Е. Моравського. Розгорнулася пошукова та конструкторська робота зі створення джерел живлення, систем управління, електричних та механічних приводів, матеріалів та форми електродів.

В.Е. Моравським був розроблений метод розрахунку зварювальних трансформаторів точкових конденсаторних машин малої потужності. Теорія зарядних ланцюгів ємнісних накопичувачів енергії була розроблена І.В. Пентеговим, що дозволило оптимізувати процес накопичення енергії в конденсаторах, суттєво підвищити стабільність напруги зарядки конденсаторів, що важливо при зварюванні тонких металів з обмеженим тепловідведенням.



Дільниця з мікроконденсаторного зварювання в ІЕЗ

Застосування електролітичних полярних конденсаторів з великою питомою енергією дозволило значно знизити масу зварювальних установок. Було розроблено установки, до яких можна підключати легкі монтажні інструменти (типу пінцетів, кліщів, «олівців»), у тому числі на кабелі завдовжки до 3 м. У 1967 р. розроблено конденсаторну машину ТКМ-14.

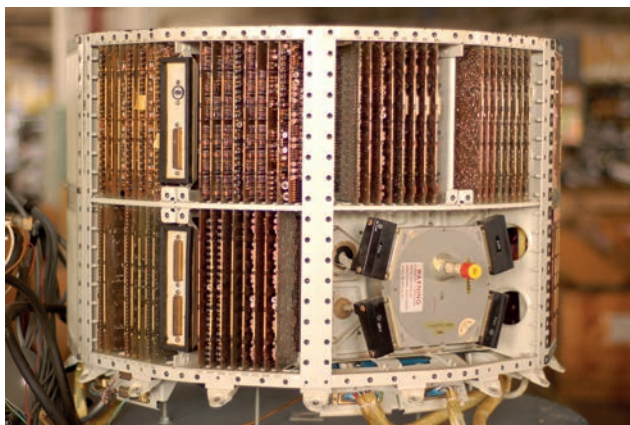
Масове виробництво виробів електронної та електротехнічної промисловості вимагало забезпечення стабільної якості зварних з'єднань. Особливості застосування зумовили більш високі вимоги до механізмів стиснення устаткування для конденсаторного зварювання особливих матеріалів і стабільності опору площі контактної поверхні електродів.

Були розроблені способи досягнення оптимального питомого навантаження на останній фазі процесу зварювання. Усунути виплески розплавленого металу вдалося при двоімпульсному зварюванні – подачі першого слабботочного імпульсу розряду допоміжного конденсатора або змінного струму. Створено машини зі складним циклом розряду конденсаторів та керуванням формою зварювального струму.

Протягом кількох років в ІЕЗ були розроблені технології з'єднання великої кількості різномірних металів і деталей, що значно відрізняються товщиною, деталей з циліндричними і сферичними поверхнями з подібними деталями і з плоскими поверхнями деталей. Особливо значення мало створення унікальної техніки з'єднань фольги та дрітків із сплавів кольорових і чорних металів, технології приварювання мідних виводів до контактних вузлів резисторів та вплавленого в кремній алюмінієвого електрода напівпровідникового приладу, до кристалотримачів германієвих і кремнієвих діодів, до нікельованих томпакових наконечників та танталооксидних конденсаторів та інших виробів (В.Е. Моравський, В.А. Васильченко, Д.М. Калеко та ін.).



З'єднання різномірних металів



Виготовлення електронних систем за технологією ІЕЗ

Для реалізації цієї технології створено леговані псевдосплави для електродів контактних машин із застосуванням методів порошкової металургії, промислове обладнання, зокрема переносна малогабаритна установка КО-135 для контактної точкової зварювання в монтажних умовах (Д.С. Ворона).

Для електронної промисловості та приладобудування було розроблено монтажні столи з пилозахисною камерою ССП-3, ССП-5, ССП-1 та ін. На столах розміщувалися механізми стиснення електродів або клем для підключення ручного зварювального інструменту з кабелем довжиною до 3 м.

Для стикового зварювання багатожильних дрітів, у тому числі, мідних з одножильними алюмінієвими дротами, багатожильних дрітів до штепсельних роз'ємів в електротехнічній промисловості та дрітів заземлення в радіоприладах було

розроблено гібридне дугове і ударне конденсаторне зварювання та відповідне обладнання.

Для шовного конденсаторного зварювання в ІЕЗ було створено електронний блок управління циклами: заряд–розряд конденсаторів та електродний роликотний вузол. Ці складні завдання, включали також оригінальну конструкцію – ковзний струмопідвідний пристрій (С.І. Семергеев). Було створено кілька типів шовних машин, з яких машина ШКМ-3 набула поширення на приладобудівних заводах для герметичного зварювання барометричних коробок, сифонів, теплових труб, виготовлення обічайок з кольорових сталей та нержавіючих сталей товщиною 0,05...0,6 мм. Крім того, розроблено багато спеціалізованих шовних машин, зокрема, для зварювання профільованих срібних контактів великої протяжності; чутливих елементів приладів у дозованому вакуумі та ін. (В.Е. Моравський, В.А. Васильченко, Д.М. Калеко).

З книгами В.Е. Моравського, Д.М. Калеко, Н.А. Чвертко, Д.С. Ворони можна ознайомитись в науковій бібліотеці ІЕЗ ім. Є.О. Патона.



д. іст. н. Олександр Корнієнко

Учені знайшли спосіб з'єднати метал і дерево без клею

При ультразвуковому з'єднанні деревина і базовий компонент з'єднуються за допомогою фрикційного тепла.

Дослідники з технічного університету Граца розробили інноваційний метод з'єднання деревини з металами і полімерами без використання клею або гвинтів, застосовуючи технології 3D-друку та ультразвукового зварювання.

Деревина, як поновлюваний і екологічно нейтральний матеріал, має високу міцність і легкість, що робить її привабливою для використання в різних галузях, включно з автомобільною, авіаційною та меблевою промисловістю.

Команда під керівництвом Серхіо Амансіо з Інститут матеріалознавства, з'єднання та формування технічного університету Граца успішно протестувала дві технології, які дають змогу домогтися міцних з'єднань деревини з іншими матеріалами. Перший метод, званий AddJoining, використовує 3D-друк для нанесення полімерного композиту прямо на поверхню деревини. Друкований матеріал проникає в пори деревини, створюючи міцне з'єднання, аналогічне клейовому, але без використання хімікатів.

Другий метод використовує ультразвукове зварювання, за якого високочастотна вібрація викликає тертя і тепло, плавлячи поверхню полімеру, який потім проникає в пори деревини. Це дає змогу створити стабільне з'єднання, що ґрунтується на механічному зчепленні та адгезії.

Обидва методи продемонстрували високу ефективність у тестах на механічне навантаження. Дослідники планують продовжити роботу з промисловими партнерами для подальшого вдосконалення технологій, що дасть змогу замінити менш екологічні матеріали на поновлювану деревину, мінімізуючи використання хімікатів і підвищуючи стійкість виробництва.



<https://techno.nv.ua/ukr/innovations/ucheni-znayshli-sposib-z-yednati-metal-i-derevo-bez-kleyu-50446673.html>



НАГОРОДА МІЖНАРОДНОГО ІНСТИТУТУ ЗВАРЮВАННЯ



У 2024 році доцентку кафедри зварювально-го виробництва Київської політехніки кандидата технічних наук Євгенію Чвертко нагороджено відзнакою Міжнародного інституту зварювання. Євгенія Чвертко обіймала посаду в Раді директорів Міжнародного інституту зварювання з 2021 по 2024 рр. На цій посаді вона активно сприяла інтеграції українських фахівців у світову зварювальну галузь. Євгенія Петрівна продовжує свою діяльність як новообраний член ради International Authorization Board – спільного органу Міжнародного інституту зварювання та Європейської федерації зварювання, який опікується питаннями навчання, перенавчання, атестації та сертифікації персоналу і сертифікації виробництва.

Євгенія Чвертко у 2001 р. закінчила магістратуру на зварювальному факультеті Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут» за спеціальністю «Зварювальні установки». Після завершення навчання почала працювати на кафедрі електрозварювальних установок асистентом. Працювала старшим викладачем, згодом — доцентом, на факультеті обіймала посаду заступника декана по роботі з іноземними студентами та заступника декана з міжнародного співробітництва. Брала активну участь у профорієнтаційній діяльності. Є співорганізатором щорічного фестивалю «Техноарт-КПІ», розробницею тематичних лекцій та майстер-класів, зокрема зі зварювання декоративних конструкцій. У 2018 р. стала лауреатом Державної премії в галузі освіти як співавторка роботи «Розробка та впровадження інноваційних технологій навчання для підготовки кваліфікованих робітничих кадрів за професією «Зварник». Наразі працює на кафедрі зварювального виробництва навчально-наукового інституту матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона.

У 2011 р. захистила кандидатську дисертацію, присвячену моніторингу процесу контактного стикового зварювання оплавленням арматури залізобетону. Має професійні міжнародні кваліфікації International Welding Engineer, European Welding Engineer та International Welding Inspector.

З 2008 р. бере участь у діяльності з навчання, атестації та сертифікації персоналу зварювального виробництва за програмами Міжнародного інституту зварювання та Європейської федерації зварювання. Керувала створенням на базі Зварювального факультету ліцензованого навчального центру. На-

разі центр входить до структури Науково-навчального інституту матеріалознавства ім. Є.О. Патона, має ліцензію на навчання за програмами «Міжнародний інженер, технолог, спеціаліст зі зварювання». За час діяльності центру у ньому пройшли навчання, а згодом успішно отримали професійні кваліфікації понад 300 студентів, випускників факультету та представників промисловості.

З 2009 р. входить до складу делегації України в Міжнародному інституті зварювання та Європейській федерації зварювання. Бере активну участь у діяльності робочих груп з розробки та імплементації програм навчання, атестації та сертифікації персоналу зварювального виробництва. Серед найбільш успішних проєктів слід відзначити розробку гармонізованих теоретичних і практичних екзаменів для координаторів зварювальних робіт і для персоналу з інспекції, участь у розробці програми навчання «Механізоване, орбітальне та роботизоване зварювання», участь в розробці процедури перезарахування попереднього досвіду роботи та результатів навчання для аплікантів (процедуру для координаторів робіт впроваджено з поточного року, процедура для інспекторів наразі на стадії розробки). Ключові положення процедури з перезарахування висвітлені в доповіді на конференції PolyWeld-2023.

У 2018 р. стала першим представником України — аудитором діяльності атестаційних і сертифікаційних центрів, які працюють за ліцензіями Міжнародного інституту зварювання та Європейської федерації зварювання.

У 2021 р. була обрана за конкурсом до складу Ради директорів Міжнародного інституту зварювання. За час роботи у складі ради разом з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України досягнуто суттєвого поглиблення співпраці з фаховими організаціями України. Зокрема значно посилено участь українських науковців, у тому числі молодих спеціалістів, у фахових заходах, що сприяє інтеграції наукової молоді у міжнародну зварювальну спільноту та допомагає інформувати закордонних колег про сучасні розробки та дослідження.

На початку широкомасштабного вторгнення домоглася скасування членства росії в Міжнародному інституті зварювання, а також відкликання відповідних ліцензій на атестацію персоналу та сертифікацію зварювального виробництва.

Щиро вітаємо Євгенію Петрівну та бажаємо подальшої плідної роботи!

Редакція журналу

СЕРТИФІКОВАНА ЯКІСТЬ: ВИКОРИСТАННЯ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ДРОТУ В ТРАНСПОРТНІЙ ГАЛУЗІ

Сьогодні зварювальні технології грають ключову роль у виробництві та ремонті транспорту, від залізничних вагонів до комерційних автомобілів. Якість зварювальних матеріалів безпосередньо впливає на безпеку, довговічність і продуктивність транспортних засобів. Саме тому строгий контроль і відповідність міжнародним стандартам є настільки важливими.

Яскравим прикладом застосування високоякісних зварювальних матеріалів є їх використання в залізничній галузі, де безпека та надійність завжди стоять на першому місці. Завод «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС», який спеціалізується на виробництві зварювального дроту, нещодавно пройшов сертифікацію Deutsche Bahn — провідного оператора залізничного транспорту в Європі. Цей сертифікат підтверджує, що продукція відповідає найсуворішим вимогам і може безпечно використовуватися в будівництві та ремонті залізничного рухомого складу.

Виробничі потужності та технології

На заводі «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС» для виробництва зварювального дроту використовуються передові технології від шведського виробника Lämneå Bruk AB та високоякісна сировина. Контроль якості катанки та випробування готової продукції проводяться в нашій власній акредитованій

лабораторії, оснащеній сучасними приладами для хімічного аналізу, механічних тестів і зварювально-технологічних випробувань. Це забезпечує випуск продукції найвищої якості, перевіреної на провідних промислових підприємствах.

Завод використовує інтелектуальні системи управління виробництвом, що дозволяє підвищувати його ефективність і гнучкість, а також покращувати орієнтацію на споживача на всіх етапах виробництва. Завод приділяє особливу увагу сертифікації своєї продукції та має кілька важливих сертифікатів, включаючи ISO 9001 та відповідність європейським нормам TÜV NORD. Наша продукція також відповідає вимогам безпеки та охорони здоров'я в Європейському Союзі, що підтверджено правом маркування продукції знаком CE.

Переваги зварювального дроту для транспорту

Зварювальний дріт, виготовлений на нашому заводі, завдяки строгим стандартам контролю якості, ідеально підходить для виконання складних зварювальних робіт у транспортній галузі. Він забезпечує високу міцність з'єднань, стійкість до корозії і довговічність, що критично важливо для транспортних засобів, які експлуатуються в різних кліматичних умовах.

Крім того, наше співробітництво з такими організаціями, як Deutsche Bahn, дозволяє нам по-





стійно вдосконалювати технології виробництва, розробляти інноваційні рішення і забезпечувати неперевершену якість зварювальних матеріалів. На нашому заводі виготовляється зварювальний дріт марок 3Si1 і 4Si1, діаметром від 0,6 до 2,0 мм, який успішно пройшов сертифікацію на відповідність стандартам Deutsche Bahn.

Надійність постачання

Ефективна логістика і своєчасна доставка продукції є важливими складовими нашого успіху. Завод має власний автопарк, що скорочує час на доставку і підвищує якість послуг, що в кінцевому рахунку сприяє зростанню задоволеності клієнтів.

Надійність і швидкість поставок відіграють ключову роль у задоволенні вимог наших клієнтів. Тому ми постійно працюємо над покращен-

ням операційної ефективності, що дозволяє нам постачати продукцію високої якості в максимально стислі терміни.

Екологічні та соціальні аспекти

«ДНІПРОМЕТІЗ ТАС» не тільки прагне до досконалості в продукції, але й постійно інвестує в розвиток своїх співробітників і технологій. Регулярно проводяться тренінги та курси підвищення кваліфікації як всередині компанії, так і з залученням зовнішніх експертів. Завод активно співпрацює з освітніми установами та технічними університетами, щоб бути в курсі останніх досягнень і технологій.

Крім того, велика увага приділяється стійкому розвитку та екологічній відповідальності. У виробничому процесі використовуються енергоефективні технології, і ми прагнемо мінімізувати відходи. Усі наші операції відповідають екологічним стандартам, а екологічний аудит проводиться регулярно. Також ми інвестуємо в розвиток екологічно чистих методів виробництва, щоб зменшити наш вплив на навколишнє середовище.

Сертифікація Deutsche Bahn — це не тільки підтвердження якості, але й зобов'язання перед нашими клієнтами. Ми продовжуємо вдосконалювати наші технології, щоб задовольняти найсуворіші вимоги транспортної галузі і пропонувати ринку продукцію, що відповідає найвищим стандартам надійності. Наш завод залишається одним з провідних виробників метизної продукції в Україні, утримуючи лідируючі позиції та активно розширюючи ринки збуту як в межах країни, так і за кордоном.



77-А ЩОРІЧНА АСАМБЛЕЯ МІЖНАРОДНОГО ІНСТИТУТУ ЗВАРЮВАННЯ ТА МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ ЗІ ЗВАРЮВАННЯ ТА З'ЄДНАННЯ



77-а Щорічна асамблея Міжнародного інституту зварювання та Міжнародна конференція зі зварювання та з'єднання цього року відбулася з 7 по 12 липня на острові Родос в Греції в Rhodes Palace Hotel and Convention Center. Цей престижний міжнародний захід зібрав експертів з усього світу для обговорення останніх розробок та інновацій у зварювальних технологіях. Відомі представники промислових кіл і дослідники поділися своїми висновками та обговорили майбутні тенденції в цій галузі. Майже 1000 учасників з 51 країни також мали можливість відвідати семінари та заходи з нетворкінгу, щоб поглибити свої знання та встановити нові контакти.

Подібні заходи є надзвичайно важливими для українських науковців, особливо в умовах сучасних викликів, з якими стикається наукова спільнота України. Участь у міжнародних конференціях, таких як Щорічна асамблея Міжнародного інституту зварювання, надає можливість обміну досвідом з колегами з усього світу, ознайомлення з новітніми науковими досягненнями та технологіями. Для українських дослідників це також важливий крок до інтеграції у світову наукову спільноту, встановлення нових міжнародних контактів і залучення до спільних проєктів. Роки пандемії та військова агресія на території України значно обмежили можливості для безпосереднього спілкування з колегами з інших країн. Тому шанс взяти участь у 77-й Щорічній асамблеї МІЗ та Міжнародній конференції був використаний максимально.



Завдяки підтримці Міністерства освіти і науки України, CRDF Global, команди Міжнародного інституту зварювання та Грецького інституту зварювання українська делегація, очолювана вченим секретарем Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, представником України в МІЗ, кандидатом технічних наук Іллею Ключковим, вирушила до Греції. До складу делегації також увійшли член-кореспондент НАН України, доктор технічних наук, завідувач відділу зварювання пластмас Максим Юрженко та кандидат технічних наук, старший науковий співробітник відділу міцності зварних конструкцій Святослав Мотрунич.

Спеку, що панувала цього липня в Києві, важко порівняти з тим, що була на острові Родос. Однак у залах, де проходив цей науковий захід, атмосфера була ще гарячішою: доповіді, виступи, презентації, обговорення в кулуарах, зустрічі зі старими колегами й нові знайомства – все це створювало унікальну атмосферу події. Ось офіційна статистика зареєстрованих учасників:

- повноправні учасники – 466
- повноправні учасники (молоді спеціалісти) – 147
- повноправні учасники (студенти) – 205
- учасники Міжнародної конференції – 25
- учасники Міжнародної конференції (студенти та молоді спеціалісти) – 17
- супроводжуючі особи – 68
- учасники симпозіуму «Інтелектуальне виробництво» – 11.

Найбільш представницькою цього року була Німеччина – 155 учасників. Далі йдуть Китай – 132, Греція – 128, Японія – 86, США – 81, Південна Корея – 68.

Українська делегація разом з представниками Інституту, які представили свої доповіді онлайн, склала десять науковців. Це: Максим Хохлов - «Термомеханічні процеси в зонах стикових з'єднань тонколистового магнієвого сплаву FSW», Світлана Максимова – «Вплив Ge і In на структуру і термодинамічні характеристики високоентропійних сплавів MnCoNiCu», Олександр Яровіцин - «До питання оцінки ймовірності та запобігання виникненню механізму «розтріскування пластичності занурення» в умовах процесу 3D наплавлення багатошарової зварювальної дуги на нікелеві та кобальтові сплави», Сергій Максимов

– «Ефективність використання імпульсного характеру горіння дуги при мокрому підводному зварюванні», Сергій Шваб – «Виробництво та використання порошку титанового біомедичного сплаву системи Ti-Zr-Nb в металевому порошковому дріт для технології WAAM», Роман Селін – «Зварювання у вузькому зазорі зразків титанового сплаву шириною 45...60 мм керованим магнітним полем», Євгенія Чвертко – «Зварювання стрижневих художніх конструкцій».

Один із головних напрямів діяльності ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України полягає в залученні молодих науковців до технологічного сектора, сприянні їхньому професійному розвитку та інтеграції в міжнародну науково-технічну спільноту. Інститут усвідомлює важливість підготовки нового покоління дослідників та інженерів, здатних не лише підтримувати, але й просувати передові технології в галузі зварювання та матеріалознавства. З цією метою ІЕЗ підтримує участь в онлайн-форматі своїх молодих талантів у засіданнях робочих комісій МІЗ. Завдяки такій підтримці молоді українські вчені отримали можливість долучитися до обговорення найновіших наукових і технічних досягнень.

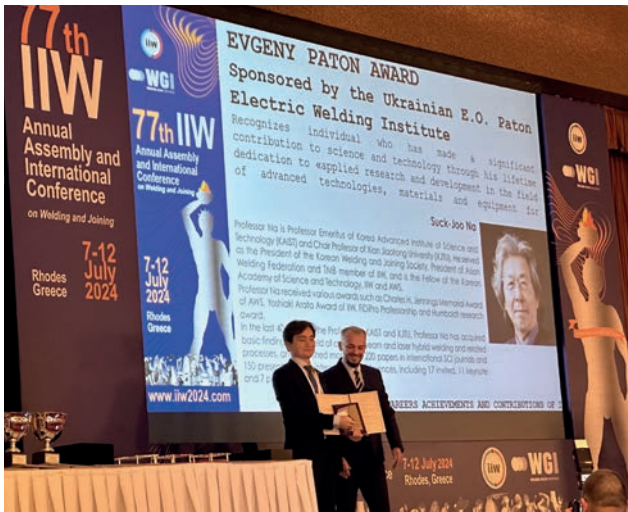
Члени української делегації, які мали можливість відвідати захід на грецькому острові, представили такі доповіді: Максим Юрженко – «Високошвидкісне зварювання полімерних матеріалів», Святослав Мотрунич – «Висока циклічна втома 3D-друкованого титанового сплаву TA15, отриманого шляхом електронно-променевого адитивного виробництва», «Виготовлення високотвердого легованого танталом евтектичного сплаву з високою ентропією за допомогою дугового адитивного виробництва» та «Структурна цілісність 3D-дру-

кованих заготовок із титанового сплаву Ti-6.5Al-1Mo-1V». Зазначимо, що Святослав Мотрунич представив доповіді як на засіданні відповідної робочої комісії, так і на Міжнародній конференції зі зварювання та з'єднання.

У рамках діяльності МІЗ вже давно була закладена традиція відзначати тих, хто досяг значних результатів у зварюванні та діяльності, що пов'язана із ним. Ці відзнаки отримали свої назви на честь видатних особистостей, які були засновниками МІЗ або зробили значний внесок у розвиток і впровадження науково-технічних досягнень в галузі зварювання, з'єднання та споріднених процесів. Зазвичай нагородження відбувається під час офіційної церемонії відкриття заходу. В 2024 році лауреатами нагород стали:

- кавалери МІЗ – Каролі Ярмай, Патрісіо Мендес, Герхард Пош, Фолькер Шопнер, Чунсонг Ву та Їксіонг Ву
- Приз Євгена Патона – Сук-Джу На
- Приз Артура Сміта – Девід Фінк
- Приз Йосіаки Арата – Боян Александров
- Медаль Томаса – Тереза Мелфі
- Приз Кріса Смаллбоуна – Афран Гясі
- Медаль Уолтера Едстрема – Джон С. Ліпполд
- Приз Анрі Граньона (кат. А) – Руї Ю
- Приз Анрі Граньона (кат. В) – Дерек Шаффер
- Приз Анрі Граньона (кат. С) – Аравіндх Наммалвар Рая
- Приз Халіл Кая Гедіка – Серджіо Амансіо
- Нагорода Welding in the World Best Paper, категорія А: Процеси зварювання та адитивне виробництво – Флоріан Мюллер
- Нагорода Welding in the World Best Paper, категорія В: Матеріали та металургія – Неллікоде Савасачі





- Нагорода Welding in the World Best Paper, категорія С: Структурна цілісність, дизайн і придатність до експлуатації – Калле Ліпіайнен
- Приз Андре Лероя – Гай Брукс і Майкл Пітт

Майже 30 років тому наш Інститут заснував одну з найпрестижніших нагород МІЗ – Приз Євгена Патона. За результатами таємного голосування, яке проводилося серед представників країн-членів Міжнародного інституту зварювання, переможцем цього року серед багатьох претендентів став професор Корейського передового інституту науки і технологій – Сук-Джу На. Нагороду лауреату вручив учений секретар ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України Ілля Клочков.

Зі свого боку, Міжнародний інститут зварювання відзначив українського представника за вагомий внесок у діяльність керівних органів цієї міжнародної організації протягом 2021–2024 років. Нагороду отримала колишня віцепрезидентка МІЗ Євгенія Чвертко, яка своєю невтомною працею сприяла зміцненню позицій України в цій організації.

Представники української делегації на Родосі провели низку зустрічей – від коротких привітань до тривалих, змістовних перемовин. Кожна з цих зустрічей мала свою важливість, оскільки вони створювали підґрунтя для встановлення нових професійних контактів і зміцнення вже існуючих партнерських відносин. Ми щиро сподіваємося, що ці перемовини принесуть взаємовигідні результати для обох сторін.

Особливо хочеться відзначити зустріч із президентом організації Уелд Австралія Девідом Лейком, керівником організації, що в дуже складний для України час ініціювала нашу підтримку в межах міжнародної зварювальної спільноти, чим допомогла та допомагає просуванню Інституту та України в цілому на міжнародній арені. Ми вдячні Уелд Австралія як за значну фінансову підтримку,

так і за готовність співпраці в межах двосторонніх і багатосторонніх угод.

На Родосі українська делегація активно займалася просуванням діяльності Інституту. Особливу увагу було приділено презентації Міжнародної конференції «Зварювання та споріднені технології 2024», яка відбудеться з 7 по 10 жовтня 2024 року в мальовничому місті Яремче (Україна). Цей захід став унікальною платформою для обміну досвідом між науковцями, інженерами та фахівцями галузі, сприяв розвитку міжнародної співпраці, а також популяризації новітніх досягнень у сфері зварювання та суміжних технологій. Конференція викликала значний інтерес серед потенційних учасників з різних країн світу, що робить її однією з ключових подій року у галузі зварювання в Україні.

Цьогорічна зустріч на Родосі стала ідеальним місцем для змістовного обміну та професійного спілкування навколо теми зварювання та суміжних сфер. Якщо підсумувати роботу 77-ї Щорічної асамблеї Міжнародного інституту зварювання та Міжнародної конференції зі зварювання та з'єднання, то, відповідно до офіційної інформації:

- в період з 07 по 12 липня 2024 року відбулося 18 засідань комісій та робочих груп МІЗ
- на Міжнародній конференції «Енергетичні інфраструктури та морське транспортування», що відбулася 11 та 12 липня 2024, було зроблено 87 презентацій та представлено 17 постерів
- соціальні заходи включали церемонію відкриття та церемонію нагородження, захід для молодих професіоналів «Криголамання», вітальний прийом, грецький вечір і церемонію закриття на гала-бенкеті
- презентації продукції спонсорів
- фотовиставка колекції виробів мистецтва із застосуванням методів зварювання

Далі будемо чекати на 2025 рік, коли в Магаццині дель Котоне в Генуї (Італія) з 22 по 27 червня має відбутися 78-а Щорічна асамблея МІЗ та Міжнародна конференція зі зварювання та з'єднання.



Ілля Клочков, к.т.н.
учений секретар ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України

VII МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ WRT-2024»

7-10 жовтня 2024 року в м. Яремче, Україна відбулася VII Міжнародна конференція «Зварювання та споріднені технології WRT-2024», яка об'єднала науковців з Австралії, Ізраїлю, Італії, Канади, Китаю, Мексики, Німеччини, Польщі, США, Чехії, України, Франції, Японії та представників з більш ніж 30 науково-дослідних організацій, приватних компаній та промислових підприємств й проходила у змішаному форматі. Робоча мова конференції англійська.

VII Міжнародна конференція «Зварювання та споріднені технології WRT-2024» проходила як асоційований захід Міжнародного інституту зварювання (IIW) та за фінансової підтримки Фонду цивільних досліджень та розвитку США (CRDF Global) учасників конференції. Організаторами конференціями виступав Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України, співорганізаторами були Міжнародна Асоціація «Зварювання» й громадська організація «Віртус».

Загалом 159 учасники з 13 країн світу взяли участь у заході. Було заслухано цікаві виступи 5 запрошених спікерів. 18 фахівців у галузі зварювання та споріднених технологій наживо презентували результати своїх наукових досліджень і розробок і 20 науковців виступили онлайн, 19 учасників зробили постерні доповіді. Паралельно працювала та-

кож онлайн секція в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України у Києві.

Найбільш популярним тематичним напрямом роботи конференції за кількістю заявлених доповідей став «Інноваційні технології, матеріали та обладнання для зварювання та споріднених процесів» - 19 доповідей, 10 доповідей було заявлено за тематикою «Нові конструкційні та функціональні матеріали, наноматеріали, композити», тематичними напрямками «Математичне моделювання зварювання та споріднених процесів», «Неруйнівний контроль і технічна діагностика» та «Сучасні технології спеціальної електрометалургії» було заявлено по 7 доповідей, за напрямом «Адитивні технології» – 6 доповідей.

Слід відзначити надзвичайно позитивну атмосферу заходу, високий рівень спікерів, продуктивний обмін думками та цікаві комунікації. Всі доповіді викликали великий інтерес, що відображалося у натхненних, жвавих дискусій серед присутніх та слухачів. Тож всі учасники мали чудову нагоду збагатити свої знання та обмінятися досвідом. Зварювальна наука та техніка жива в Україні та у всьому світі й має суттєві перспективи розвитку.

Запрошуємо до участі у 2026 році в VIII Міжнародній конференції «Зварювання та споріднені технології WRT-2026»!

Редколегія журналу.

