

№ 3 2022

Видається з 1985 року 4 випуски на рік

Electrometallurgy Today

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, м. Київ:

С.В. Ахонін (головний редактор),

В.О. Березос, В.А. Костін, І.В. Крівцун,

Л.Б. Медовар, Г.П. Стовпченко, А.І. Устінов,

ЗМІСТ HBO «Червона Хвиля» — 25! ...... 3

 $\Diamond$ 

# ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

# ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Кусков Ю.М., Проскудін В.М., Лентюгов І.П., Жданов В.О.,
Окопнік Л.Л. Досвід вивчення ефекту обертання шлакової
ванни при електрошлаковому наплавленні дискретною
присадкою 18
Педченко Є.О., Костецький Ю.В., Петренко В.Л.,
Медовар Л.Б. Рециклінг відпрацьованого некомпактного
інструменту зі швидкоріжучої сталі способом електро-
шлакового переплаву 23

# ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

# ВАКУУМНО-ДУГОВИЙ ПЕРЕПЛАВ

# МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Устінов А.І., Мельниченко Т.В., Фальченко Ю.В.,	
Петрушинець Л.В. Вплив багатошарових прошарків Al–Si	
та Al–Cu на формування структури з'єднання композиту	
SiC <sub>p</sub> -AMг5 при дифузійному зварюванні	. 44
Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К.,	
Радченко Л.М., Руханський С.Б. Вплив присадного матеріалу	
на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцного	
титанового сплаву BT19	. 53

# ІНФОРМАЦІЯ

Інноваційний апарат для очистки поверхні	
та друку зображень: MagicCleaner	63

© НАН України, ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, МА «Зварювання», 2022 Підписано до друку 15.09.2022. Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,00. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

В.О. Шаповалов: М.М. Гасик, Аалто Університет, Еспоо, Фінляндія, М.І. Гречанюк, Інститут проблем матеріалознавства НАНУ, м. Київ, М. Зініград, Аріельський університет, Центр матеріалознавства, Ізраїль, О.М. Івасішин, Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ, П.І. Лобода, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ, О.В. Овчинников, ЗНТУ, м. Запоріжжя, С.Я. Шипицин, ФТІМС НАНУ, м. Київ Засновники Національна академія наук України, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ,

Міжнародна Асоціація «Зварювання» (видавець) Редакція Д.М. Дяченко (відповід. секретар), Т.Ю. Снєгірьова, А.І. Сулима

### Адреса

IE3 ім. Є.О. Патона НАНУ, 03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11 Тел./факс: (38044) 205 23 90 E-mail: journal@paton.kiev.ua https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem

Журнал входить до переліку затверджених Міністерством освіти і науки України видань для публікації праць здобувачів наукових ступенів за спеціальностями 132, 133 Наказ МОН України № 409 від 17.03.2020

> Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу Свідоцтво про державну реєстрацію КВ № 24212-14052 ПР від 03.12.2019 ISSN 2415-8445 DOI: https://doi.org/10.15407/sem

### Передплата 2023

Передплатний індекс 70693 4 випуски на рік (видається щоквартально) Друкована версія: 1120 грн. за річний комплект з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю. Електронна версія: 1120 грн. за річний комплект

# International Scientific-Theoretical and Production Journal



2022 Published since 1985

4 times a year

Nº 3

Electrometallurgy Today 👌 Suchasna Elektrometalurhiya 👌 Sovremennaya Elektrometalurgiya

# EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, Kyiv: S.V. Akhonin (Editor in Chief), V.O. Berezos, V.A. Kostin, I.V. Krivtsun, L.B. Medovar, G.P. Stovpchenko, A.I. Ustinov, V.O. Shapovalov; M.M. Gasik, Aalto University, Espoo, Finland, M.I. Grechanyuk, Institut for Problems of Material Science of NASU, Kyiv, M. Zinigrad, Ariel University, Materials Science Centre, Israel, O.M. Ivasishyn, G.V. Kurdyumov Institute

for Metal Physics of NASU, Kyiv, **P.I. Loboda**, NTUU «Igor Sykorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, **O.V. Ovchynnukov**, Zaporozhye National Technical

University, Ukraine, S.Ya. Shypytsyn, Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, Kyiv

#### Founders

National Academy of Sciences of Ukraine, E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, International Association «Welding» (Publisher)

### Editors

D.M. Diachenko (execut. secretary), T.Yu. Snegiryeva, A.I. Syluma

# Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, 03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kasymyr Malevych Str. Tel./Fax: (38044) 205 23 90 E-mail: journal@paton.kiev.ua https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/sem

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 132, 133 Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020

Recommended for printing editorial board of the Journal

Certificate of state registration of KV № 24212-14052PR dated 03.12.2019 ISSN 2415-8445 DOI: https://doi.org/10.15407/sem

# Subscription 2023

Subscription index 70693 4 issues per year (issued monthly), back issues available. \$128, subscriptions for the printed (hard copy) version, air postage and packaging included. \$96, subscriptions for the electronic version (sending issues of Journal in pdf format or providing access to IP addresses).

# ELECTRON BEAM PROCESSES

*Akhonin S.V., Yerokhin O.G.* Mathematical modeling of the process of dissolution of titanium dioxide particles in the titanium melt ..... 5

CONTENTS

# ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Kuskov Yu.M., Proskudin V.M., Lentyugov I.P., Zhdanov V.O.,	
Okopnik L.L. Experience of studying the effect of slag pool rotation	n
at electroslag surfacing with a discrete filler	18
Pedchenko E.O., Kostetskyi Yu.V., Petrenko V.L., Medovar L.B.	
Recycling of used noncompact tools from high-speed steel by	
electroslag remelting	23

# PLASMA-ARC TECHNOLOGY

# VACUUM-ARC REMELTING

Kapustyan O.Ye., Akrytova T.O. Composition of zirconium alloy	
ingots of Zr-Nb-Ti system melted by integrated vacuum-arc	
technology	38

# MATERIALS SCIENCE

Ustinov A.I., Melnychenko T.V., Falchenko Yu.V., Petrushinets L.V.
Influence of Al–Si and Al–Cu multilayer on the formation of the
joint structure of SiC <sub>n</sub> -AMg5 composite during diffusion
welding 4
Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V., Petrychenko I.K.,
Radchenko L.M., Rukhanskyi S.B. Influence of filler material on
the structure and properties of welded joints of high-strength VT19
titanium alloy 5

# INFORMATION

Innovative dev	ce for surface cleaning and image printing:	
MagicCleaner		63

# НВО «Червона Хвиля» — 25!

В вересні святкує своє 25-річчя київське підприємство ПрАТ «НВО «Червона Хвиля».

Вся історія підприємства з моменту заснування у далекому 1997 р. нероздільно пов'язана з титановим виробництвом, а також з розвитком і впровадженням електронно-променевих технологій.

Початковою метою діяльності молодої компанії стало створення першого в Україні повного циклу з виробництва титанових зливків. На підприємстві було створено виробничу ділянку з якісної підготовки титанового брухту до переплаву. Спільно з Науково-виробничим центром «Титан» Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона було розроблено методику виробництва високоякісних титанових зливків електронно-променевим переплавом з шихти, яка повністю складалася з брухту та відходів. В результаті вже через рік на світовому титановому ринку з'явилися дешеві та якісні зливки та сляби, які купували гранди титанової індустрії у США, Європі та Китаї. НВО «Червона Хвиля» швидко перетворилася з експортера сировини на імпортера титанового брухту та найбільшого в Україні експортера титанових напівфабрикатів.

З часом більшість компаній, у яких утворювалося багато титанових відходів, вирішили додати до свого традиційного парку плавильних систем електронно-променеві плавильні печі — в титановому світі розпочався справжній бум такого обладнання. Тому власники НВО «Червона Хвиля» вирішили переорієнтувати свою діяльність з металевого виробництва на створення найсучаснішого електронно-променевого плавильного обладнання — вони мали підстави вважати, шо ніхто інший не мав такого поєднання знань особливостей технології плавки з власною реальною виробничою практикою.

З цією метою в 2005 р. було створено Конструкторське бюро вакуумно-металургійного обладнання з командою висококласних конструкторів, інженерів та технологів. Вже через три роки було спроектовано і збудовано першу велику електронно-променеву плавильну піч для виробництва 10-тонних титанових зливків. Потім були інші проекти, пов'язані не тільки з титаном, але й іншими вартісними металами.

Слід відзначити, що основою всіх розробок компанії — технологічних і конструктивних — завжди були газорозрядні електронні гармати. Унікальне поєднання виняткових технологічних можливостей, широкого діапазону технічних умов експлуатації та простоти обслуговування зробили ці гармати незамінним інструментом для багатьох процесів вакуумної металургії. Розроблені інженерами компанії газорозрядні електронно-променеві гармати потужністю до 600 кВт використовуються в усьому світі для плавки та рафінування титану, ніобію, танталу, молібдену, ванадію, цирконію, кремнію та платини у сучасних системах ЕВ-РVD та спеціальних зварювальних застосуваннях.



Виняткова здатність газорозрядних електронних гармат безпосередньо генерувати профільні електронні промені, у тому числі порожнисті, стала передумовою для створення в 2014 р. технології 3D друку, відомої як хВеат 3D Metal Printing. Ця розробка стала початком нового етапу розвитку компанії в галузі адитивного виробництва. Технічні характеристики спеціальної електронної гармати та особливості технологічного процесу осадження забезпечили значні конкурентні переваги цієї техно-



логії. Перші замовлення на системи 3D друку хВеат почали надходити ще на стадії розробки. До цього часу вже доведено незалежними дослідженнями можливість виготовлення 3D друком титанових виробів, які за властивостями не поступаються якості традиційного кованого металу, що є критичним для аерокосмічної галузі.

Наукові дослідження завжди займали особливе місце в діяльності НВО «Червона Хвиля» адже основний бізнес компанії — розробка високотехнологічного обладнання, що вимагає як фундаментального теоретичного обгрунтування технологічних та інженерних рішень, так і підтвердження отриманих результатів глибокими дослідженнями структури та властивостей металевих ви-

робів, отриманих за розробленими методиками. Поєднання великого досвіду інженерів компанії в проектуванні вакуумних систем з глибокими знаннями технологів у фізичній металургії дозволяє не тільки конкурувати з найкращими іноземними технологіями, але й часто перевершувати їх за рахунок неординарних технічних рішень. Інновації, розроблені колективом НВО «Червона Хвиля»,

захищені патентами та заявками на винаходи в Україні, США, Німеччині, Китаї тощо. Вчені та технологи компанії є постійними учасниками та доповідачами на міжнародних конференціях в галузях титанового виробництва, електронно-променевих та адитивних технологій.

Останнім часом основним напрямком науково-технічних досліджень та разробок НВО «Червона Хвиля» є вивчення технологічних можливостей профільних електронних променів, які можна згенеровувати за допомогою газорозрядних електронних гармат з різною конфігурацією електродних систем.

Успішна науково-дослідницька діяльність НВО «Червона Хвиля» була б неможливою без мето-





НАН України, з яким тісно пов'язана вся історія розвитку компанії — від заснування до цього часу.

Сьогодні НВО «Червона Хвиля» продовжує розвивати та вдосконалювати технологічну та інженерну базу. Колектив компанії — це близько двадцяти науковців, серед яких один доктор та два кандидати наук, інженерів та конструкторів, на рахунку яких десятки реалізованих дослідницьких та промислових проектів.

На протязі всіх 25 років своєї історії компанія спирається на три основні принципи — власні технології, власний дизайн обладнання, власний досвід експлуатації. Це завжди допомогало ефективно долати весь шлях від розробки до

впровадження і отримувати визнання провідних компаній у всьому світі. Ми віримо, що наші кращі розробки ще попереду! Запрошуємо до співробітництва!

Директор НВО «Червона Хвиля» Дмитро Ковальчук





https://doi.org/10.37434/sem2022.03.01

# МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ ЧАСТИНОК ДІОКСИДУ ТИТАНУ В РОЗПЛАВІ ТИТАНУ

# С.В. Ахонін, О.Г. Єрохін

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

Побудовано математичну модель процесу розчинення кисневмісних включень титану в розплаві титанових сплавів, яка дозволяє розрахувати залежність швидкості розчинення частинок від температури розплаву. Встановлено динаміку розподілу кисню в частинках α-титану в процесі розчинення. Визначено часові проміжки повного розчинення кисневмісних включень титану різного хімічного складу та початкових розмірів. Бібліогр. 20, рис. 6.

Ключові слова: титан; діоксид титану; дифузія; розчинення; математичне моделювання

Вступ. Незважаючи на унікальні властивості титану як конструкційного матеріалу, широкому застосуванню титанових сплавів в різних галузях промисловості заважає висока собівартість його виробництва [1]. Одним з перспективних шляхів вирішення цього питання є розробка та використання економнолегованих титанових сплавів, в яких дорогі легуючі елементи замінені недорогими та доступними, а саме — киснем, залізом, вуглецем тощо [2, 3], які забезпечують найбільший приріст міцності в титанових сплавах. Серед цих елементів кисень забезпечую найкраще співвідношення міцності та пластичності титану. В області малих концентрацій (до 0,6 мас. %) кожна десята частка відсотка кисню підвищує межу міцності і текучості титану приблизно на 125 МПа при відносно невеликому падінні пластичних властивостей [4]. Разом з тим при концентраціях кисню більше 0,7 мас. % титан повністю втрачає здатність до пластичної деформації [5].

На сьогодні основними способами промислового виробництва титанових сплавів є технології вакуумно-дугового переплаву (ВДП) та електронно-променевої плавки (ЕПП) [6], при яких легуючі компоненти вводяться в сплави на етапі формування витратної шихти. Особливістю такого легуючого елемента як кисень є його існування у вигляді газу, тому в витратну шихту його вводять у вигляді частинок діоксиду титану [7, 8]. Але температура конгруентного плавлення діоксиду титану з вмістом кисню 40 мас. % складає 1870 °С [9]. При виробництві зливків титану різними способами плавок перегрів розплаву вище за температуру плавлення титану (1670 °С) і час перебування металу в рідкому стані обмежені, тому необхідно вивчити механізми та закономірності поведінки частинок діоксиду титану в процесі плавки.

Особливо слід відзначити важливість повного розчинення частинок діоксиду титану в процесі плавки, так як тугоплавкі частинки  $\text{TiO}_2$ , що не розчинилися, являють собою один з критичних типів дефектів титанових напівфабрикатів [10]. Твердість цих частинок значно перевищує твердість титанової матриці, тому вони є концентраторами напруги та джерелами зародження втомних тріщин, що призводять до руйнування деталей відповідального призначення і, як наслідок, катастрофічним аваріям.

Фізична модель. Метою цієї роботи є вивчення закономірностей розчинення частинок діоксиду титану в розплаві титану за допомогою методів математичного моделювання.

Механізм розчинення частинок діоксиду титану в розплаві титану аналогічний до процесів розчинення частинок нітриду титану [11-13] і визначається процесами дифузії кисню в діоксиді титану та самому титані, а також структурно-фазовими перетвореннями в титані. Так як вміст кисню в розплаві титану невеликий і згідно з вимогами стандартів не перевищує 0,35 %, то при попаданні в розплав частинок діоксиду титану кисень починає дифундувати із частинки в розплав. Внаслідок дифузії концентрація кисню в поверхневих шарах частинки знижується. При зниженні концентрації кисню приблизно до 15 % згідно з діаграмою стану (рис. 1) діоксид титану перетворюється на α-титан, який у міру подальшого зниження концентрації кисню перетворюється на β-титан, температура плавлення якого нижче, ніж температура плавлення діоксиду титану та α-титану.

С.В. Ахонін — http://orcid.org/0000-0002-7746-2946, О.Г. Єрохін — http://orcid.org/0000-0003-2105-5783



Рис. 1. Діаграма стану системи титан-кисень

Таким чином, процес розчинення включення може бути представлений в такий спосіб. Після потрапляння включення в розплав титану атоми кисню починають переходити з поверхні включення в розплав і після проходження приграничного дифузійного поля виноситися в об'єм рідкого металу конвективними потоками. На місце атомів кисню, що пішли з поверхні, з об'єму включення дифундуватимуть нові атоми. При цьому вміст кисню в поверхневих шарах включення буде знижуватися. Коли концентрація кисню в поверхневому шарі твердої частинки стане менше концентрації, що відповідає лінії ліквідус при даній температурі, цей шар розчиниться і розміри включення зменшаться.

Математична модель. Для визначення закономірностей розчинення частинок діоксиду титану в розплаві титану скористаємося математичною моделлю розчинення кисневмісних тугоплавких включень титану в розплаві титану [14]. Вважатимемо, що частинка діоксиду титану, поміщена в розплав титану, має форму кулі радіуса  $R_{in}$ , а її температура дорівнює температурі розплаву  $T_{in}$ . У цьому випадку рівняння дифузії кисню у включенні у сферичній системі координат матиме вигляд:

$$\frac{\partial C_{\rm O}}{\partial \tau} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left( D_{\rm O} r^2 \frac{\partial C_{\rm O}}{\partial \tau} \right), \tag{1}$$

де r — поточний радіус в межах від 0 до  $R_{in}$ , м;  $C_0 = C_0(r, \tau)$  — концентрація кисню у включенні, %;  $D_0 = D_0(C_0)$  — коефіцієнт дифузії кисню у твердій частинці, м<sup>2</sup>/с;  $\tau$  — час з моменту початку процесу розчинення, с.

Гранична умова у центрі частинки визначається умовами симетричності:

$$\left. \frac{\partial C_{\rm O}}{\partial r} \right|_{r=0} = 0. \tag{2}$$

Так як після проходження приграничного дифузійного шару в розплаві атоми кисню відносяться в об'єм рідкого металу конвективними потоками, то гранична умова на поверхні включення матиме вигляд:

$$-D_{O} \frac{\partial C_{O}}{\partial r} \bigg|_{r=R_{in}} = \beta_{O} \Big( C \big|_{r=R_{in}} - L C_{O}^{L} \Big), \tag{3}$$

де  $\beta_0$  — коефіцієнт масопередачі кисню у розплаві титану, м/с; L — рівноважний коефіцієнт розподілу кисню між твердою та рідкою фазами;  $C_0^L$  — концентрація кисню в об'ємі розплаву, %. У першому наближенні рівноважний коефіцієнт розподілу кисню між фазами L можна прийняти рівним 1,5 і вважати постійним [8].

Початковий розподіл концентрації кисню в об'ємі включення приймемо постійним:

$$C_0(r, 0) = 40 \%.$$
 (4)

Для чисельного розв'язання математичної моделі (1)–(4) скористаємося кінцево-різницевим методом Кранка–Ніколсона [15]. Апроксимацію рівняння (1) проведемо за неявним шеститочковим шаблоном, який забезпечує безумовну стійкість і збіжність чисельного рішення.

Процес розчинення включення в програмі реалізований шляхом аналізу значень концентрацій після кожного кроку за часом і зменшення робочого масиву на кількість точок, в яких концентрація кисню менше концентрації, що відповідає лінії ліквідус при розрахунковій температурі.

При визначенні коефіцієнта дифузії кисню в титані необхідно враховувати, що його величина суттєво залежить від форми кристалічних ґрат титану. Так як дифузія є активаційним процесом, то температурні залежності коефіцієнтів дифузії можна виразити в експоненційному вигляді. Усереднення результатів експериментальних робіт щодо визначення коефіцієнта дифузії кисню в титані [16–18] дозволило отримати такі температурні залежності:

$$D_{\rm O}^{\alpha} = 3,45 \exp\left\{-\frac{211901}{RT}\right\},$$
 (5)

$$D_{\rm O}^{\beta} = 0,89 \exp\left\{-\frac{173861}{RT}\right\}.$$
 (6)

Відповідно до результатів експериментальних досліджень, наведених у роботах [19, 20], температурна залежність коефіцієнта дифузії кисню в діоксиді титану має такий вигляд:

### ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022



Рис. 2. Розподіл концентрації кисню в частинці діоксиду титану в залежності від часу, с: *I* — 6; *2* — 18; *3* — 30; *4* — 42; *5* — 54; *6* — AC1 = 1,69 %; *7* — 18; *8* — 48; *9* — 78; *10* — 108; *II* — 120; *I2* — AC1 = 0,256 % та при температурах 2000 (*a*) та 1950 К (*б*)

$$D_{\rm O}^{\gamma} = 1,1 \exp\left\{-\frac{305870}{RT}\right\}.$$
 (7)

У програмі, що реалізує чисельне рішення математичної моделі (1)–(4), коефіцієнт дифузії визначався в кожній точці за вмістом кисню в цій же точці на попередньому кроці часу, тобто при заданій температурі розрахунку та обчисленої концентрації кисню за діаграмою стану визначали фазовий склад титану і потім за формулами (5), (6) або (7) обчислювали відповідно значення коефіцієнта дифузії. При цьому вважали, що у двофазних зонах, наприклад  $\alpha+\beta$ , коефіцієнт дифузії змінюється лінійно зі зменшенням концентрації відповідно від  $D_{\Omega}^{\alpha}$  до  $D_{\Omega}^{\beta}$ .

Виконані в роботі [13] розрахунки дозволили отримати для чисельного значення коефіцієнта масопереносу кисню у розплаві титану наступну оцінку —  $\beta_0 = 0,01$  см/с.

Закономірність розчинення частинок діоксиду титану. Дослідження динаміки розподілу кисню в об'ємі включення за допомогою математичної моделі (1)-(4) показало, що характер розчинення частинки діоксиду титану істотно залежить від температури розплаву. При температурі 2000 К по всьому об'єму включення, за винятком вузького шару на границі розділу фаз, концентрація кисню постійна, а в приповерхневому шарі товщиною близько 100 мкм спостерігається різке зменшення вмісту кисню від його вихідного вмісту до концентрації, відповідної лінії АС1 (лінії ліквідус) при даній температурі (рис. 2, а), причому зниження концентрації кисню з 40 до 12...13 % відбувається в підшарі завтовшки всього 2...3 мкм. З часом зовнішні шари включення (з низьким вмістом кисню) розчиняються, а градієнт концентрації приблизно постійної форми, у міру розчинення частинки, переміщається до центру включення разом із поверхнею розділу фаз.

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022

При температурі 1950 К розподіл кисню в об'ємі включення має такий же характер, що і при 2000 К, проте розчинення частинки не відбувається аж до зниження концентрації кисню в центрі частки до 10 %, після чого частка впродовж 20 с розчиняється (рис. 2,  $\delta$ ).

Аналіз залежності радіусу частинки діоксиду титану від часу перебування в розплаві (рис. 3) показує, що при температурі 2000 К частинка діоксиду титану розчиняється практично з постійною швидкістю (швидкість переміщення міжфазної поверхні становить 7,1...7,5 мкм/с) і лише на останньому етапі швидкість розчинення збільшується до 22 мкм/с. При температурі 1950 К на початковому етапі розчинення розміри частинки діоксиду титану залишаються практично незмінними, а потім розчиняються з середньою швидкістю до 25 мкм/с.

Побудована математична модель (1)–(4) дозволяє визначити закономірності розчинення частинок діоксиду титану при різних переплавних процесах спеціальної електрометалургії шляхом побудови залежності часу повного розчинення включення від температури рідкого титану для



Рис. 3. Залежність радіусу частинки діоксиду титану від часу перебування у розплаві при температурах 1950 (1) та 2000 К (2)



Рис. 4. Залежність часу розчинення частинки діоксиду титану від температури при різних розмірах включення, мм: 1 - 2; 2 - 1; 3 - 0.5



Рис. 5. Залежність часу розчинення частинок діоксиду титану від діаметра при різних температурах, К: *1* — 1950; *2* — 2000; *3* — 2050

частинок різного розміру та різного вмісту кисню в розплаві.

Вплив температури рідкого титану на час розчинення частинок діоксиду титану дуже суттєвий і зі зростанням температури час існування включення у розплаві різко скорочується (рис. 4). Так, наприклад, для частинки TiO<sub>2</sub> діаметром 1 мм збільшення перегріву розплаву на 100 К (з 1950 до 2050 К) зменшує тривалість розчинення включення майже вчетверо — з 2,5 хв до 41 с.

Час існування включення TiO<sub>2</sub> в рідкому титані істотно залежить від його лінійних розмірів (рис. 5), причому ступінь цієї залежності зростає при зниженні температури. Якщо при температурі розплаву 2000...2050 К збільшення або зменшення діаметра включення в два рази відповідно збільшує або зменшує час розчинення в 2,5 рази, то при температурі розплаву 1950 К збільшення або зменшення діаметра включення в два рази відповідно збільшує або зменшує час розчинення в 3,5 рази.

Концентрація кисню в розплаві титану на час розчинення включення впливає незначно (рис. 6), за винятком випадку невеликого перегріву розпла-



Рис. 6. Залежність часу розчинення частинок діоксиду титану від температури при різних концентраціях кисню [O] в розплаві, %: *I* — 0,15; *2* — 0,20; *3* — 0,25

ву вище температури плавлення титану. В останньому випадку рівноважна концентрація кисню на поверхні твердої частинки може наближатися або навіть перевершувати рівноважну концентрацію кисню лінії AC1 діаграми стану системи титанкисень (лінія ліквідус). При цьому час розчинення включення значно зростає, процес розчинення включення може навіть зупинитися.

Таким чином, встановлені закономірності розчинення частинок діоксиду титану в рідкому титані дозволяють зробити висновок про те, що для забезпечення повного засвоєння кисню в процесі плавки з вихідної шихти, легованої порошком діоксиду титану, необхідно підвищувати температуру розплаву, зменшувати фракційний склад порошку  $TiO_2$  і не допускати його агрегування у частинки більшого розміру. Використання запропонованої математичної моделі процесу розчинення частинок діоксиду титану при ЕПП або ВДП дає можливість визначити технологічні режими плавки, що забезпечують гарантовану якість зливка як за хімічним складом, так і за відсутністю в ньому тугоплавких кисневмісних включень.

#### Список літератури

- 1. (2013) *Titanium Metal: Market Outlook to 2018*. Sixth Edition, 2013. Roskill Information Services Ltd, USA.
- Осипенко А.В. (2015) Разработка технологии получения сырья для сплавов титана из некондиционного титана губчатого. Восточно-Европейский журнал передовых технологий, 4(5), 28–32. http://nbuv.gov.ua/UJRN/ Vejpte 2015 4%285%29 7
- 3. Cheng-Lin, Li., Yang Yu, Wen-Jun Ye et al. (2015) Effect of boron addition on microstructure and property of low cost beta titanium alloy. *TMS 2015, 144<sup>th</sup> Annual Meeting & Exhibition*, 1167–1172. https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-3-319-48127-2\_141
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.
- Давыдов С.И., Шварцман Л.Я., Овчинников А.В., Теслевич С.М. (2006) Некоторые особенности легирования

титана кислородом. Ті-2006 в СНГ: Материалы Межд. научно-техн. конф., 21–24 мая 2006 г., г. Суздаль, Россия. Киев, Наукова думка, сс. 253–257.

- Ахонін С.В. (2019) Тенденції розвитку спеціальної електрометалургії титану в Україні. Вісник НАН України, 6, 28–36. DOI: http://doi.org/10.15407/visn2018.06.028
- Ахонін С.В., Пікулин О.М., Березос В.О. та ін. (2021) Виробництво зливків титану з регламентованим вмістом кисню способом електронно-променевої плавки. Сучасна електрометалургія, 3, 13–18. DOI: http://dx.doi. org/10.37434/sem2021.03.03
- Амелин А.И., Костенко В.И., Кругленко М.П., Пап П.А. (2009) Макросегрегация кислорода при кристаллизации слитков титана. Современная электрометаллургия, 4, 20–24.
- Хансен М., Андерко К. (1962) Структуры двойных сплавов. Т. 2. Москва, Металлургиздат.
- Bellot J.P., Mitchell A. (1994) Hard–Alfa particle behaviour in a titanium alloy liquid pool. *Light Metalls*, 2, 1187–1193.
- Jarrett, R.N., Reichman, S.H, Broadwell, R.G. (1988) Defect removal mechanisms in hearth melted Ti–6Al–4V. *Proc.of Sixth World Conf. on Titaniuum*. Les Edititions de Physique, Cedex, France, 593–598.
- Jarrett, R.N. (1986) Removal of defects from titanium alloys with E.B.C.H.R. *Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining. State of the Art 1986*, Bakish Materials Corporation, Englewood, New Jersey, 332–346.
- Ахонин С.В. (2001) Математическое моделирование процесса растворения нитрида титана в расплаве титана при электронно-лучевой плавке. Пробл. спец. электрометаллургии, 1, 20–24.
- Ахонин С.В., Кругленко М.П., Костенко В.И. (2011) Математическое моделирование процесса растворения кислородсодержащих тугоплавких включений в расплаве титана. Современная электрометаллургия, 1, 17–21.
- Марчук Г.И. (1980) Методы вычислительной математики. Москва, Наука.
- Коган Я.Д., Колачев Б.А., Левинский Ю.В. (1987) Константы взаимодействия металлов с газами. Справочник. Москва, Металлургия.
- Белова С.Б., Колачев Б.А., Волков В.И. (2000) О диффузии элементов внедрения в титане. Цветная металлургия, 4, 33–37.
- Дешам М., Фельдман Р., Лэр П. (1976) Окисление титана при высокой температуре. Физическая и математическая модели. Титан: Металловедение и технология. Сб. тр. 3-й Межд. конф. по титану. Москва, 18–21 мая 1976 г. Т. 2, 159–168.
- Kofstad P. (1966) *High temperature oxidation of metals*. New-York, John Wiley and Sons, 169–178.
- 20. Симон Д., Бульбен Ж.М., Бардоль Ж. (1976) Изучение процесса образования тонких окисных пленок и хемосорбции кислорода в титане методами эллипсометрии, ядерного активационного анализа и микрогравиметрии. *Титан: Металловедение и технология. Сб. тр. 3-й Междунар. конф. по титану. Москва, 18–21 мая 1976 г.*, Т. 2, 169–176.

### References

- (2013) Titanium Metal: Market Outlook to 2018. Sixth Edition, 2013. Roskill Information Services Ltd, USA.
- Osipenko, A.V. (2014) Development of producing of raw material for titanium alloys from substandard spongy titanium. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 4(5), 28–32. http://nbuv.gov.ua/UJRN/Vejpte\_2015\_4%285%29\_7

- Cheng-Lin, Li., Yang Yu, Wen-Jun Ye et al. (2015) Effect of boron addition on microstructure and property of low cost beta titanium alloy. In: *TMS 2015, 144<sup>th</sup> Annual Meeting & Exhibition*, 1167–1172. https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-3-319-48127-2\_141
- Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
- Davydov, S.I., Shvartsman, L.Ya., Ovchinnikov, A.V., Teslevich, S.M. (2006) Some peculiarities of titanium alloying with oxygen. In: *Proc. of Int. Conf. on Ti-2006 in CIS (Russia, Suzdal, 21–24 May 2006)*. Kyiv, Naukova Dumka, 253–257 [in Russian].
- Akhonin, S.V. (2019) Tendencies for development of special electrometallurgy of titanium in Ukraine. *Visnyk NASU*, 6, 28–36 [in Ukrainian]. DOI: http://doi.org/10.15407/visn2018.06.028
- Akhonin, S.V., Pikulin, O.M., Berezos, V.O. et al. (2021) Production of titanium ingots with regulated oxygen content by electron beam melting. *Suchasna Elektrometal.*, 3, 13–18 [in Ukrainian]. DOI: http://dx.doi.org/10.37434/ sem2021.03.03
- Ameling, A.I., Kostenko, V.I., Kruglenko, M.P., Pap, P.A. (2009) Macrosegregation of oxygen in crystallization of titanium ingots. *Sovrem. Elektrometall.*, 4, 20–24 [in Russian].
- 9. Khansen, M., Anderko, K. (1962) *Structures of binary alloys*. Vol. 2. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
- 10. Bellot, J.P., Mitchell, A. (1994) Hard-alfa particle behaviour in a titanium alloy liquid pool. *Light Metalls*, **2**, 1187–1193.
- Jarrett, R.N., Reichman, S.H, Broadwell, R.G. (1988) Defect removal mechanisms in hearth melted Ti–6Al–4V. In: *Proc. of Sixth World Conf. on Titanium*. Les Edititions de Physique, Cedex, France, 593–598.
- Jarrett, R.N. (1986) Removal of defects from titanium alloys with E.B.C.H.R. In: Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining. State of the Art 1986, Bakish Materials Corporation, Englewood, New Jersey, 332–346.
- Akhonin, S.V. (2001) Mathematical modeling of process of titanium nitride dissolution in titanium melt during electron beam melting. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 1, 20–24 [in Russian].
- Akhonin, S.V., Kruglenko, M.P., Kostenko, V.I. (2011) Mathematical modeling of process of dissolution of oxygen-containing refractory inclusions in titanium melt. *Advances in Elektrometallurgy*, 1, 13–18.
- 15. Marchuk, G.I. (1980) *Methods of computational mathematics*. Moscow, Nauka [in Russian].
- Kogan, Ya.D., Kolachev, B.A., Levinsky, Yu.V. (1987) Constants of interaction of metals with gases: Refer. Book. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Belova, S.B., Kolachev, B.A., Volkov, V.I. (2000) On diffusion of interstitial elements in titanium. *Tsvetnaya Metallurgiya*, 4, 33–37 [in Russian].
- Desham, M., Feldman, R., Ler, P. (1976) Oxidation of titanium at high temperature. Physical and mathematical models. Titanium: Materials science and technology. In: *Proc. of 3<sup>rd</sup> Int. Conf. on Titanium (Moscow, 18–21 May 1976).* Vol. 2, 159–168 [in Russian].
- 19. Kofstad P. (1966) *High temperature oxidation of metals*. New-York, John Wiley and Sons, 169–178.
- Simon, D., Bulben, Zh.M., Bardol, J. (1976) Study of formation process of thin oxide films and oxygen chemisorption in titsnium by methods of ellipsometry, nuclear activation analysis and microgravimetry. In: *Proc. of 3<sup>rd</sup> Int. Conf. on Titanium: Physical Metallurgy and Technology (Moscow, 18–21 May 1976).* Vol. 2, 169–176 [in Russian].

# MATHEMATICAL MODELING OF THE PROCESS OF DISSOLUTION OF TITANIUM DIOXIDE PARTICLES IN THE TITANIUM MELT S.V. Akhonin, O.G. Yerokhin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

A mathematical model of the process of dissolution of oxygen-containing inclusions of titanium in titanium alloy melt was constructed, which allows calculation of the dependence of particle dissolution rate on melt temperature. The dynamics of oxygen distribution in  $\alpha$ -titanium particles during the dissolution process was established. Time intervals of complete dissolution of oxygen-containing titanium inclusions of different chemical composition and initial dimensions were determined. Ref. 20, Fig. 6.

Key words: titanium; titanium dioxide; diffusion; dissolution; mathematical modeling

Надійшла до редакції 15.07.2022

# ПЕРЕДПЛАТА 2023

Wypyggy	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.						
журнали	місяць	квартал	півроку	рік			
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111Х. Передплатний індекс 70031.	280	840	1680	3360			
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	-	280	560	1120			
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	_	280	560	1120			
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798Х. Передплатний індекс 21971.	560	1680	3360	6720			

\*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 каталогам передплатних агенцій «УКРПОШТА», «Преса», «Прес Центр», «АС Медіа» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любий 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 або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

### Передплата через сайт видавництва:

https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tdnk/subscription Ha сайті видавництва у 2022 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2020 рр.



ВИДАВНИЦТВО Міжнародна Асоціація «Зварювання» 03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11 Тел./факс: 38044 205-23-90 E-mail: journal@paton.kiev.ua https://patonpublishinghouse.com



# НОВА КНИГА

**Борис €вгенович Патон.** Спогади. — Київ: «Горобець», 2022. — 236 с. ISBM 978-966-2377-69-9.

Книга присвячена видатному ученому XX–XXI століття — академіку Борису Євгеновичу Патону. Життя цього геніального ученого і чудової, непересічної людини вмістило великі наукові відкриття в галузі матеріалознавства, металургії, зварювання та споріднених технологій, їх блискучу реалізацію в інтересах економіки і оборони країни, новаторські звершення в галузі організації науки і освіти.

Основу книги складають рукописи академіка Б.Є. Патона: записки, листи, матеріали до книг про видатних учених — його колег і друзів. Другий розділ книги містить спогади співробітників Інституту електрозварювання, які мали велику честь працювати разом з цією видатною Людиною.

> Замовлення на книгу надсилати на noumy: E-mail: journal@paton.kiev.ua

# УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕРМОБАР'ЄРНОГО ПОКРИТТЯ ТИПУ СоСгАІҮ/ZrO<sub>2</sub>–8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ШЛЯХОМ ЛЕГУВАННЯ АЛЮМІНІЄМ ПОВЕРХНІ МЕТАЛЕВОГО ШАРУ

# К.Ю. Яковчук<sup>1</sup>, Г.П. Мяльниця<sup>2</sup>, А.В. Микитчик<sup>1</sup>, Ю.Е. Рудой<sup>1</sup>, Р.О. Ткач<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Державне підприємство «Міжнародний центр електронно-променевих технологій ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України». 03150, м. Київ, вул. Антоновича, 68. Е-mail: office@paton.kiev.ua <sup>2</sup>Державне підприємство «Науково-виробничий комплекс газотурбобудування «Зоря»–«Машпроект». 54018, м. Миколаїв, пр. Богоявленський, 42-а. Е-mail: presz@zorya.com.ua

Вивчено дифузійні процеси, що відбуваються при насиченні алюмінієм конденсаційного шару CoCrAlY під час відпалу у вакуумі з нанесеної на його поверхню шлікерної суспензії, та їх вплив на структуру, хімічний склад та властивості термобар'єрних покриттів CoCrAlY/ZrO<sub>2</sub>–8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, отриманих способом електронно-променевого випаровування на зразках нікелевих жароміцних сплавів. Показано, що сформований на поверхні сплаву CoCrAlY дифузійний шар, збагачений алюмінієм, має неоднорідну товщину та містить дві мікроструктурні зони з різним вмістом алюмінію (зовнішню — до 31 % та внутрішню — до 19 %). Встановлено, що під час термічної обробки в вакуумі відбувається дифузія кобальту та хрому в шар шлікера, в результаті чого його мікротвердість підвищується до рівня 9 ГПа, в ньому утворюються мікротріщини, що поширюються в шар CoCrAlY. Встановлено параметри низькотемпературної термічної обробки, при якій забезпечується формування бездефектної дифузійної зони в CoCrAlY. Отримано результати, що дозволили оптимізувати технологію термодифузійного насичення алюмінієм шару CoCrAlY із шлікера для покриттів CoCrAlY/ZrO<sub>2</sub>–8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> з метою підвищення температури експлуатації робочих лопаток, виготовлених із сплавів CM-88У та CM-93. Бібліогр. 9, табл. 6, рис. 7.

Ключові слова: електронно-променеве випаровування; конденсація у вакуумі; термобар'єрні покриття; нікелевий жароміцний сплав; сполучний шар CoCrAlY; термодифузійне насичення; алюміній; шлікер; термічно вирощений оксид Al,O<sub>3</sub> (TGO); керамічний шар ZrO,-8 % Y,O<sub>3</sub>; дифузія елементів

Вступ. Сплави типу MCrAlY (M–Ni, Co або їх комбінація) використовують у вигляді покриттів або сполучного шару в термобар'єрних покриттях MCrAlY/ZrO<sub>2</sub>–Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> для захисту лопаток сучасних газотурбінних двигунів (ГТД), виготовлених із жароміцних сплавів (ЖС), від високотемпературного окислення та корозії. Вміст алюмінію в них зазвичай становить 8...12 % (тут і далі мас. %) і забезпечує формування поверхні шару окалини на основі Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (ТGO — thermally grown oxide) за високої температури у процесі експлуатації [1, 2].

Поліпшення ефективності роботи ГТД супроводжується зростанням робочої температури, внаслідок чого виникає потреба підвищення опору окисленню (жаростійкості) металу MCrAlY. Одним із можливих напрямів такого підвищення є насичення алюмінієм поверхні металевого шару зі сплаву MCrAlY різними методами [2–6]. Серед цих методів найбільш простим та економічно ефективним є насичення алюмінієм з обмазок чи шлікерів шляхом попереднього нанесення на поверхню металевого шару присадкового матеріалу у вигляді суспензії, що містить необхідні легуючі елементи, та подальшої термічної обробки [7, 8]. Мета цього дослідження — оптимізація параметрів процесу термодифузійного насичення алюмінієм поверхні конденсаційного шару CoCrAlY зі шлікера з подальшою термообробкою та нанесенням керамічного шару ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом електронно-променевого випаровування та конденсації у вакуумі.

Матеріали і методика досліджень. Нанесення термобар'єрних покриттів CoCrAlY/ZrO<sub>2</sub>–8 %  $Y_2O_3$  проводилося методом електронно-променевого випаровування та конденсації у вакуумі на зразки (сегменти пера робочих лопаток, виготовлених з нікелевих жароміцних сплавів типу CM-88У та CM-93) за серійною багатостадійною технологією, що використовується на ДП «Науково-виробничий комплекс газотурбобудування «Зоря»—«Машпроект».

На першій стадії нанесення покриття на лопатки осаджували шар CoCrAlY (склад зливків для випаровування у відповідності до ТУ У 27.4-20113410.002–2001), після чого лопатки піддавали вакуумній термічній обробці (ТО).

На другій стадії на поверхню шару CoCrAlY наносили шар шлікера методом розпилення рід-

© К.Ю. Яковчук, Г.П. Мяльниця, А.В. Микитчик, Ю.Е. Рудой, Р.О. Ткач, 2022

К.Ю. Яковчук — https://orcid.org/0000-0001-8446-1645, А.В. Микитчик — https://orcid.org/0000-0002-9761-9429,

Ю.Е. Рудой — https://orcid.org/0000-0002-7265-1879, Р.О. Ткач — https://orcid.org/ 0000-0002-6085-8901



Рис. 1. Мікроструктура та склад шару CoCrAlY зі шлікером ПМС-Ю на поверхні після термофіксації

кої суспензії складу ПМС-Ю (аналог суспензії Sermetel W), потім проводили термофіксацію нанесеного шлікера шляхом сушіння при 350 °С.

На третій стадії проводили вакуумну ТО для насичення поверхні шару CoCrAlY алюмінієм.

На четвертій стадії проводили повітряно-абразивну обробку (ПАО) частинками абразиву з оксиду алюмінію для видалення залишків шлікера і на поверхню пера лопаток осаджували зовнішній керамічний шар ZrO<sub>2</sub>–8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (8YSZ).

Частину лопаток після другої стадії було передано до ДП «МЦ ЕЛТ ІЕЗ ім. Е.О. Патона НАНУ» для подальших досліджень та нанесення зовнішнього керамічного шару.

Товщину окремих шарів покриття визначали оптичним мікроскопом PolivarMet. Дослідження мікроструктури та визначення мікротвердості покриттів проводили на зразках у вихідному стані (стан постачання) та після термічної обробки.

Структуру шарів покриття вивчали за допомогою растрового мікроскопа Carl Zeiss Sigma 300. Хімічний склад визначали за допомогою мікрорентгеноспектральної енергодисперсійної приставки XMAX 50 до електронного мікроскопа.

Вимірювання мікротвердості проводили на шліфах поперечного перерізу покриттів за допомогою приставки Micro-Duromat 4000 Е до оптичного мікроскопа Polyvar-Met стандартним індентором Віккерса при навантаженні 200 Н та часом витримки 10 с.

Термоциклічну довговічність покриттів CoCrAlY/8YSZ на сегментах пера лопаток до-

сліджували методом пічних випробувань на повітрі за режимом: нагрівання до 1100 °С протягом 6 хв, витримка за цієї температури — 50 хв, охолодження вентилятором до температури близько 60...80 °С — 4 хв. Через кожні 20 циклів випробувань проводили огляд сегментів. За руйнування покриття приймали відшарування зовнішнього керамічного шару з 20 % поверхні сегмента пера.

**Результати досліджень та їх обговорення.** На рис. 1 і в табл. 1 наведено мікроструктуру та хімічний склад шару CoCrAlY з шаром шлікера ПМС-Ю після термофіксації (після стадії 2).

Шар CoCrAlY містить близько 22 % Сг та 11 % Аl та низький вміст ітрію (0,1 %), який виявляється лише в окремих ділянках шару.

Шар шлікера на основі алюмінію має порувату мікроструктуру, що містить переважно сфероподібні частинки діаметром 4...15 мкм.

Товщина шару CoCrAlY складає 55...65 мкм, мікротвердість на рівні 5,8 ГПа, товщина шару нанесеного шлікера коливається в інтервалі 30...50 мкм, його мікротвердість не перевищує 0,7 ГПа.

Подальша високотемпературна ТО у вакуумі в інтервалі температур 950...1100 °С протягом 0,5...1,0 год призводить до формування на поверхні сплаву CoCrAlY дифузійного шару, насиченого алюмінієм (рис. 2, табл. 2). При цьому цей сформований дифузійний шар має неоднорідну товщину (20...40 мкм) і містить дві зони з характерною мікроструктурою та різним вмістом алюмінію. Зовнішня зона має зеренну структуру, розмір глобулярних частинок інтерметалідів складу Со-(26...31) % Al-(9....14) % Сг складає 25...35 мкм, при цьому в ній спостерігаються численні мікротріщини та пори, мікротвердість досягає 8,0...8,2 ГПа, внутрішня зона містить 15...19 % алюмінію, мікротвердість складає близько 6 ГПа.

Зі збільшенням тривалості ТО у вакуумі при 1100 °С до 4 год загальна товщина цього дифузійного шару зростає на 15...20 мкм (рис. 2, *а-к*). Вміст алюмінію у зовнішній зоні знижується з 31 до 25 %, при цьому глобулярні частинки інтерметалідів CoAlCr суттєво не змінюють свій склад та розміри. Внутрішня зона поряд зі збільшенням товщини на 10...15 мкм насичується алюмінієм за рахунок його дифузії зі шлікера та зовнішньої

Таблиця 1. Хімічний склад шару CoCrAlY зі шлікером ПМС-Ю на поверхні після термофіксації, мас. %

Спектр	0	Mg	Al	Si	Р	Ti	Cr	Co	Ni	Y	Мо	W	Re
1	-	-	2,6	1,0	-	4,7	14,1	7,8	63,0	-	1,0	3,6	2,5
2	-	-	11,1	-	-	-	22,0	66,9	-	0,1	-	-	-
3	14,0	1,6	71,5	4,0	6,1	_	2,8	_	_	-	-	_	_

# ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ



зони, його вміст зростає з 14,7 до 17,5 %. При цьому також спостерігається зниження загального вмісту алюмінію в об'ємі шару CoCrAlY (з 11 до 10 %), що може пояснюватися його дифузією в жароміцний сплав.

Зниження температури ТО у вакуумі до 950 °С не вплинуло на дефекти, що виникають. У зовнішній зоні шару CoCrAlY з'являються мікротріщини, які, як правило, розповсюджуються паралельно підкладці (рис. 3).

Найбільш ймовірною причиною появи мікротріщин може бути спікання шлікерної суспензії протягом процесу високотемпературної ТО, в результаті чого мікротвердість шару шлікера зростає до рівня 9 ГПа. Цьому також сприяють дифузія в шлікер кобальту (близько 41 %) та хрому (близько 8 %) із шару CoCrAlY (рис. 3, табл. 3). На границі контакту шлікера, який містить до 50 % алюмінію, і поверхні шару CoCrAlY, збагаченого алюмінієм до 30 %, в процесі охолодження після ТО виникають напруження, які призводять до розтріскування шлікера та розповсюдження тріщин у насичений алюмінієм металевий шар.

Таблиця 2. Склад (мас. %) та мікротвердість шару CoCrAlY (ГПа) в залежності від часу відпалу при 1100 °С

Зона шару CoCrAlY,	Вихідний		0,5 год		1 год		2 год		4 год	
насиченого Al	Η <sub>μ</sub>	Al	Η <sub>μ</sub>	Al	$H_{\mu}$	Al	Η <sub>μ</sub>	Al	Η <sub>μ</sub>	Al
Зовнішня	_	-	8,8	31,2	8,2	31,0	7,6	28,2	6,5	25,5
Внутрішня	-	-	6,4	14,7	6,2	16,3	7,0	16,0	6,9	17,5
Шар	6,0	12,0	5,3	10,7	5,7	11,5	6,1	10,6	6,5	9,9

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 -



Рис. 3. Мікроструктура ( $a - \times 300$ ;  $\delta - \times 1800$ ) шару CoCrAlY після нанесення шлікера ( $H_{\mu} = 9$  ГПа) та вакуумної ТО при 950 °С, 1 год

Спроби прибрати дефектний поверхневий шар шляхом інтенсивної повітряно-абразивної обробки перед нанесенням зовнішнього керамічного шару також не досягли бажаного результату, на границі метал–кераміка спостерігалася поява мікротріщин (рис. 4).

Оскільки зменшити товщину шлікерної суспензії, що наноситься, не є можливим (її наносять шаром мінімально можливої товщини), то доцільно на стадії З процесу нанесення покриття знизити температуру ТО, для того, щоб сповільнити як дифузійні процеси насичення алюмінієм шару CoCrAlY, так і процес спікання шару шлікера. При цьому дифузійна взаємодія в системі шлікер-шар CoCrAlY відбувалася б лише в обмеженому об'ємі шлікера, який примикає до металевої поверхні. Це дозволило б знизити вміст алюмінію в дифузійному шарі, товщину цього шару і зменшити мікротвердість спеченого шлікера (попередити зародження мікротріщин у ньому). Після цього при проведенні подальшої ПАО частина шлікера, яка не прореагувала і залишилася, буде видалена з поверхні насиченої алюмінієм дифузійної зони в



Рис. 4. Мікроструктура покриття CoCrAlY/8YSZ після стадій 1–4 нанесення покриття (ТО у вакуумі за температури 950 °C протягом 1 год)

шарі CoCrAlY, що попередить його подальше насичення алюмінієм.

З метою з'ясування можливості попередження появи подібних мікротріщин в насиченому алюмінієм шарі CoCrAIY виконані дослідження щодо впливу температури та часу термічної обробки після нанесення шлікера (стадія 3 — нанесення покриття).

Встановлена мінімальна температура ТО, при якій не відбувається утворення мікротріщин за час відпалу в інтервалі 0,5...8,0 год (не вище 700...750 °С).

На рис. 5 та в табл. 4 наведені мікроструктура та склад шару CoCrAlY з нанесеним шлікером після низькотемпературної ТО протягом 6 год. На поверхні шару CoCrAlY після ТО шар шлікера містить три зони: зовнішню — товщиною близько 30 мкм (шлікер, який не прореагував) з мікротвердістю на рівні 0,65 ГПа; середню — товщиною близько 20 мкм (спечений шлікер) із мікротвердістю на рівні 3,9 ГПа; дифузійну — товщиною близько 8 мкм (мікротвердість складає 6,7 ГПа), яка дотична до поверхні шару CoCrAlY (мікротвердість 6 ГПа).

Вміст алюмінію в дифузійній зоні досягає 42,5 %. При цьому утворення мікротріщин в шарі спеченого шлікера і в дифузійній зоні не виявлено.

Пониження температури вакуумної ТО дозволяє: забезпечити формування в CoCrAlY більш однорідної за товщиною насиченої алюмінієм

Таблиця 3. Склад шару CoCrAlY зі шлікером після вакумної ТО при 950 °С, 1 год

Спектр	Al	Cr	Co	Y
1	11,3	21,4	67,2	_
2	17,5	15,9	66,4	0,15
3	30,6	6,8	62,1	0,4
4	50,5	8,2	41,3	_

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022



Рис. 5. Мікроструктура та склад шару CoCrAlY зі шлікером ПМС-Ю на поверхні після термофіксації та низькотемпературної ТО протягом 6 год: 1 — шар CoCrAlY; 2 — шар спеченого шлікера; 3 — шар шлікера, який не прореагував

Таблиця 4. Хімічний склад (мас. %) шару CoCrAlY зі шлікером ПМС-Ю на поверхні після термофіксації та низькотемпературної ТО протягом 6 год

Спектр	0	Na	Mg	Al	Si	Р	Cl	Ca	Cr	Со	Y
1	-	-	-	10,9	-	-	-	-	23,0	66,1	-
2	-	-	-	42,6	2,6	-	-	-	14,4	40,5	0,1
3	2,4	-	-	48,8	2,8	-	-	-	12,1	33,9	-
4	39,1	2,1	4,4	37,7	3,5	7,4	0,4	0,4	4,1	0,8	-

дифузійної зони, за рахунок того, що алюміній поступає не зі всього об'єму неоднорідного за товщиною шлікерного шару, а тільки із зони шлікера, який безпосередньо контактує з поверхнею CoCrAlY; регулювати як товщину, так і вміст алюмінію в дифузійній зоні за рахунок зміни часу ТО.

При цьому важливе значення має підбір параметрів режиму ПАО, який забезпечує видалення залишків шлікерної маси з поверхні дифузійного шару після ТО.

Після проведення стадії 4 (нанесення шару 8YSZ) товщина дифузійної зони збільшилася до 15 мкм, вміст Al склав близько 21 % та градієнтно знизився до рівня 12 % в шарі CoCrAlY, між шаром CoCrAlY та шаром 8YSZ був прошарок TGO товщиною близько 1 мкм (рис. 6, табл. 5).



Рис. 6. Мікроструктура (*a* — ×500; *б* — ×1800) та склад покриття CoCrAlY/8YSZ із попередньо нанесеним шлікером ПМС-Ю після стадій 1–4 (варіант із низькотемпературною ТО)

**Таблиця 5.** Хімічний склад (мас. %) шару CoCrAlY/8YSZ із попередньо нанесеним шлікером ПМС-Ю після стадій 1–4 (варіант із низькотемпературною ТО)

Спектр	0	Al	Si	Cr	Co	Y	Zr	Hf
1	-	11,3	-	22,8	65,9	-	-	—
2	-	11,6	-	22,9	65,5	-	-	-
3	-	14,9	0,4	21,3	63,4	-	-	-
4	-	21,7	0,8	13,4	64,0	_	-	-
5	25,1	-	_	_	0,6	7,6	64,6	2,2



Рис. 7. Мікроструктура ( $a = \times 500$ ;  $\delta = \times 1800$ ) покриття CoCrAlY/8YSZ та розподіл хімічних елементів в насиченій алюмінієм дифузійній зоні з попередньо нанесеним шлікером ПМС-Ю після стадій 1–4 (варіант із низькотемпературною ТО)

**Таблиця 6.** Розподіл хімічних елементів (мас. %) в насиченій алюмінієм дифузійній зоні із попередньо нанесеним шлікером ПМС-Ю після стадій 1–4 (варіант із низькотемпературною ТО)

Спектр	0	Al	Ti	Cr	Со	Ni	Y	Zr	Hf
1	_	12,7	0,8	23,9	54,4	8,3	_	_	-
2	_	14,0	0,7	18,4	56,4	10,4	_	_	_
3	-	14,9	0,8	19,4	56,2	8,8	-	-	-
4	-	10,5	0,5	21,8	60,0	7,3	-	-	-
5	-	14,9	_»–	17,9	59,5	7,2	-	—	-
6	-	15,6	_»–	18,0	59,8	6,1	-	—	—
7	-	13,0	_»–	20,9	59,6	6,0	-	-	-
8	-	15,4	0,4	18,5	61,1	4,6	-	-	-
9	-	15,3	0,2	18,6	61,7	4,3	-	-	-
10	-	_»–	0,1	18,2	62,4	4,0	-	-	-
11	-	14,8	0,3	20,6	61,4	2,9	-	-	-
12	-		0,1	18,5	63,9	2,6	-	-	_
13	-	16,4	0,2	17,2	63,8	2,4	0,1	-	-
14	-	15,8	-	16,3	65,6	2,3	-	-	_
15	-	15,6	-	16,9	64,6	_»_	-	0,7	-
16	31,8	19,3	-	5,4	9,6	0,2	2,9	29,7	1,2
17	24,6	1,2	-	0,5	0,8	-	6,9	63,4	2,6
18	_»–	_	_	_	-	_	7,7	65,7	2,1
19	24,0	-	-	-	-	-	7,6	66,6	1,7
20	24,8	-	-	_	-	_	7,9	65,5	1,9
21	25,1	-	-	_	-	-	7,3	64,5	3,1

Змінюючи час та температуру ТО можна збільшити товщину дифузійної зони, насиченої алюмінієм до 40 мкм, та зменшити вміст алюмінію в ній до 15…16 % (рис. 7, табл. 6).

Виконані термоциклічні випробування сегментів пера лопаток із покриття CoCrAlY/8YSZ показали, що нанесення шлікера покращує довговічність на 25...30 % завдяки позитивному впливу дифузійної зони, насиченої алюмінієм, в умовах високотемпературних циклічних випробувань (збільшення жаростійкості та запобігання утворення шпінелей під час росту шару Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [9].

Розроблені рекомендації щодо вдосконалення технології термодифузійного насичення алюмінієм поверхні металевого шару покриттів CoCrAlY/8YSZ (зниження температури вакуумної термічної обробки до 700...750 °C на стадії 3 та оптимізовані параметри для ПАО на стадії 4) передані кінцевому споживачу.

# Висновки

1. Встановлено, що вакуумна термічна обробка шару CoCrAlY з нанесеним на поверхню шлікером, що містить алюміній, за температури в інтервалі 950...1100 °C забезпечує формування в ньому поверхневого дифузійного шару неоднорідної товщини (10...40 мкм), який містить дві мікроструктурні зони із різним вмістом алюмінію. Зовнішня зона містить глобулярні частинки розміром до 20 мкм із інтерметалідів зі складом 60 % Co–31 % Al–9 % Cr. В цій зоні спостерігаються численні мікротріщини, мікротвердість досягає 8 ГПа. Внутрішня зона містить 15...19 % алюмінію.

2. Встановлено, що в в результаті дифузії кобальту та хрому із шару CoCrAlY в шар шлікера (40 та 9 % відповідно) мікротвердість шару шлікера зростає до рівня 9 ГПа, в ньому утворюються численні мікротріщини, що переходять в шар CoCrAlY.

3. Визначено режим вакуумної низькотемпературної термічної обробки (не вище 700...750 °C), при якому забезпечується формування в CoCrAlY бездефектного поверхневого дифузійного шару товщиною близько 8 мкм із вмістом алюмінію приблизно 42 %, при цьому шлікер містить дві зони: зовнішню товщиною близько 30 мкм (шлікер, який не прореагував) та внутрішню товщиною близько 20 мкм (спечений шлікер, який містить приблизно 34 % Со та 12% Сг).

4. Виконані термоциклічні випробування сегментів пера лопаток з покриттям CoCrAlY/8YSZ, у яких товщина насиченої алюмінієм зі шлікера дифузійної зони складала 15 мкм, а вміст алюмінію — 21 %, показали, що нанесення шлікера підвищує довговічність на 25...30 % за рахунок підвищення жаростійкості металевого шару та здатність запобіганню утворення шпінелей під час росту шару Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

5. Розроблені рекомендації щодо вдосконалення технології термодифузійного насичення алюмінієм поверхні металевого шару покриттів CoCrAlY/8YSZ для забезпечення роботи робочих лопаток, які виготовлені із жароміцних сплавів типу СМ-88У та СМ-93, при підвищеній температурі.

### Список літератури/References

- Darolia, R. (2013) Thermal barrier coatings technology: Critical review, progress update, remaining challenges and prospects. *Int. Mater. Rev.*, 58, 315–348. DOI: https://doi.org/10.1 179/1743280413Y.0000000019
- Pollock, T.M., Lipkin, D.V., Hemker, K.J. (2012) Multifunctional coating interlayers for thermal-barrier systems. *MRS Bulletin*, 37, 923–931.
- 3. Movchan, B.A., Yakovchuk, K.Yu. (2004) Graded thermal barrier coatings, deposited by EB-PVD. *Surface & Coatings Technology*, **188–189**, 85–92.
- 4. Bababdani, S., Nogorani, F. (2014) Overaluminizing of a Co-CrAlY coating by inward and outward diffusion treatments. *Metallurg. and Mater. Transact.*, A45, 2116–2112.
- Jiang, J., Zhao, H., Zhou, X. et al. (2013) Oxidation resistance of vacuum plasma sprayed CoNiCrAIY coating modified by filtered cathodic vacuum arc deposition aluminizing. *J. of Thermal Spray Technology*, 22, 69–74.
- Pillai, R., Jalowicka, A., Galiullin, T. et al. (2019) Simulating the effect of aluminizing on a CoNiCrAlY-coated Nibase superalloy. Calphad, 65, 340–345. DOI: https://doi. org/10.1016/j.calphad.2019.04.004
- Boissonnet, G., Grégoire, B., Bonnet, G., Pedraza, F. (2019) Development of thermal barrier coating systems from Al microparticles. Pt I: Influence of processing conditions on the mechanisms of formation. *Surface and Coatings Technology*, 380, 125085. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.125085
- Kashin, D.S., Dergacheva, P.E., Stekhov, P.A. (2018) Heat-resistant coatings deposited by slip method (Review). Trudy VIAM, 65(5), 64–75 [in Russian].
- 9. Jalowicka, A, Naumenko, D., Ernsberger, M. et al. (2018) Alumina formation and microstructural changes of aluminized CoNiCrAIY coating during high temperature exposure in the temperature range 925-1075 °C. *Materials at High Temperatures*, 35(1–3), 66–77. DOI: https://doi.org/10.1080/0960 3409.2017.1392114

# DEVELOPMENT OF THE CoCrAlY/ZrO<sub>2</sub>-8 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> TYPE THERMAL BARRIER COATING BY SURFACE DOPING OF THE METAL LAYER WITH ALUMINUM K.Yu. Yakovchuk<sup>1</sup>, G.P. Myalnitsya<sup>2</sup>, A.V. Mykytchyk<sup>1</sup>, Yu.E. Rudoy<sup>1</sup>, R.O. Tkach<sup>1</sup> <sup>1</sup>State-Run Enterprise «International Center for Electron Beam Technologies of the E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU», 68 Antonovych Str. 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: yakovchuk@paton-icebt.kiev.ua <sup>2</sup>State-Run Enterprise «Gas Turbine Research & Production Complex «Zorya»-«Mashproekt».

42-a Bohoyavlenskyi Prosp., 54018, Mykolayiv, Ukraine. E-mail: presz@zorya.com.ua

The diffusion processes occurring at aluminum enrichment of the CoCrAlY overlayer during vacuum annealing from the slurry suspension applied to its surface and their influence on the structure, chemical composition and properties of CoCrAlY/ZrO<sub>2</sub>–8 %  $Y_2O_3$  electron beam evaporated on nickel-based superalloy samples were studied. It is shown that the diffusion layer formed on the surface of the CoCrAlY alloy, enriched in aluminum, has a heterogeneous thickness and contains two microstructural zones with different aluminum content (external zone with aluminum up to 31 % and inner with aluminum up to 19 %). It was found that during vacuum heat treatment, cobalt and chromium diffuse into the slurry layer. As a result, microhardness increases up to 9 GPa and microcracks that propagate into the CoCrAlY layer are formed. The parameters of low-temperature heat treatment, which provides the formation of a defect-free diffusion zone in CoCrAlY, are established. The attained results allowed us to optimize the technology of CoCrAlY layer thermodiffusional alumization from the slurry for CoCrAlY/ZrO<sub>2</sub>–8 %  $Y_2O_3$  coatings in order to increase the operating temperature of the turbine blades made of CM-88U and CM-93 superalloys. Ref. 9, Tabl. 6, Fig. 7.

Key words: electron beam physical vapor deposition; thermal barrier coatings; nickel-based superalloy; CoCrAlY metal bond coat; thermodiffusional alumization; slurry; thermally grown  $Al_2O_3$  oxide (TGO);  $ZrO_2-8 \% Y_2O_3$  outer ceramic layer, diffusion of elements

Надійшла до редакції 30.06.2022

# ДОСВІД ВИВЧЕННЯ ЕФЕКТУ ОБЕРТАННЯ ШЛАКОВОЇ ВАННИ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ДИСКРЕТНОЮ ПРИСАДКОЮ

### Ю.М. Кусков, В.М. Проскудін, І.П. Лентюгов, В.О. Жданов, Л.Л. Окопнік

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

Розглянуто різні схеми отримання ефекту обертання шлакової ванни. Показано доцільність досягнення цього ефекту без використання додаткових джерел живлення та пристроїв електромагнітного впливу на шлакову ванну. Виконано експерименти на двох типах кристалізаторів — струмопідвідного і звичайного виконання. Встановлено, що для досягнення поставленої мети раціонально застосовувати струмопідвідні кристалізатори з одним або кількома розрізами та струмопідводами у струмопровідній секції. Бібліогр. 14, рис. 7.

Ключові слова: електрошлакове наплавлення (переплав); водоохолоджуваний кристалізатор; дискретна присадка; обертання; шлакова ванна

Вступ. Відомо, що електрошлаковий процес характеризується наявністю магніто-гідродинамічних течій [1]. Природа цих течій не залежить від матеріалу виробів і електродів, а визначається, головним чином, електричним струмом, який проходить через шлаковий та металевий розплави, і магнітних полів, що взаємодіють із цим струмом.

Електромагнітними силами, що діють у зоні зварювання (наплавлення, переплаву та ін.), можна керувати, досягаючи як технічних, так і економічних переваг.

Найрозповсюдженішим способом такого управління є накладання на зону зварювання зовнішнього магнітного поля, яке створюється магнітними системами, що розташовані поза зоною зварювання [2–4]. Ще на самому початку розвитку електрошлакового процесу було запропоновано [5] декілька схем (рис. 1), що забезпечують примусове електромагнітне обертання шлакової та зварювальної ванн завдяки використанню соленоїдів. Останні можуть живитися від стороннього джерела струму або включатися послідовно в зварювальний ланцюг. Отже в більшості випадків необхідно мати два джерела живлення: один для електрода, що переплавляється, а другий для створення обертального ефекту в ваннах.

Технічно складнішим пристроєм є секційний водоохолоджуваний кристалізатор, який автори назвали струмопідвідним кристалізатором (СПК) (рис. 2), у якому робоча напруга підводиться до однієї з секцій СПК, а обертальний ефект досягається згідно зі схемою на рис. 1, a [6].



Рис. 1. Схема електрошлакового процесу з примусовим електромагнітним обертанням зварювальної ванни при розташуванні соленоїда: *а* — на кристалізаторі (*1* — електрод, що переплавляється; *2* — наплавлений шар; *3* — шлакова ванна; *4* — металева ванна; *5* — соленоїд); *б* — на електроді великого перерізу (*1* — електрод великого перерізу; *2* — наплавлений метал; *3* — шлакова ванна; *4* — металева ванна; *5* — соленоїд); *6* — на електроді великого перерізу (*1* — електрод великого перерізу; *2* — наплавлений метал; *3* — шлакова ванна; *4* — металева ванна; *5* — соленоїд); *6* — при зварюванні електродним дротом (*1* — механізм подачі дроту; *2* — метал, що зварюється; *3* — металева ванна; *4* — шлакова ванна; *5* — соленоїд)

Ю.М. Кусков — http://orcid.org/0000-0002-8091-2274

© Ю.М. Кусков, В.М. Проскудін, І.П. Лентюгов, В.О. Жданов, Л.Л. Окопнік, 2022



Рис. 2. Схема струмопідвідного кристалізатора: 1–3 — струмопровідна, проміжна та формуюча секції відповідно; 4 електроізоляційні прокладки; 5 — футеровка; 6 — індуктор

Таким чином, використання для електрошлакового процесу зовнішніх магнітних полів ускладнює як сам процес, так і його конструктивне оформлення. У ряді випадків для досягнення необхідних параметрів магнітного поля доводиться створювати такі додаткові магнітні пристрої, які набагато перевищують як за масою, так і за розмірами саме обладнання для наплавлення.

Тому можна назвати революційним рішенння виключити з процесу наплавлення зовнішні джерела електромагнітного впливу, а обертання забезпечувати за рахунок верхньої струмопровідної секції та одного джерела живлення (рис. 3) [7].

При цьому вирішувалось декілька задач: спрощувалася конструкція кристалізатора, забезпечувалося вирівнювання температури за периметром струмопровідної секції, виключалася поява видимих мікродуг (електроерозія) на границі шлак-неплавкий електрод (стінка секції), прискорювались тепломасообмінні реакції, досягався позитивний вплив магнітного поля на кристалізацію наплавленого металу, у випадку застосування при наплавленні дискретної присадки забезпечувався її рівномірний розподіл по поверхні шлакової ванни.

Конструктивно цей результат було отримано за рахунок виконання вертикального паза у верхній струмопровідній секції (рис. 4) та підведення напруги до одного з кінців розрізаної водоохолоджуваної втулки. Виконана таким чином струмопровідна секція являє собою як би один виток індуктора, включеного послідовно у зварювальний ланцюг, а кристалізатор по суті виконує три функції — неплавкого електрода, кокіля, що обмежує шлакову ванну, та електромагнітного присторю.

Мета цієї роботи — розглянути та експериментально перевірити способи забезпечення постійного обертання шлакової ванни без використання спеціальних електромагнітних пристроїв стосовно до електрошлакового наплавлення (ЕШН) для двох типів кристалізаторів — струмопідвідного і звичайного.

Струмопідвідні кристалізатори. СПК, схему якого наведено на рис. 4, при експлуатації має



Рис. 3. Схема струмопідвідного кристалізатора з електромагнітним обертанням шлакової ванни: *І* — формуюча секція; *2* — струмопровідна секція; *3* — ізолююча прокладка; *4–6* — струмопідводи; *7* — наплавлена заготовка

ряд недоліків як конструктивних, так і електротехнічних. Наявність у струмопровідній секції вертикального пазу викликає певні труднощі у забезпеченні водонепроникності стінок пазу при його виконанні за допомогою зварювання. Крім того, заповнення пазу електроізоляційним матеріалом (зазвичай асбестом) у ряді випадків (при відсутності графітової футеровки) веде до пропалення ізоляції високотемпературним шлаком (1500...1700 °C) і витікання під час наплавлення шлакової ванни через паз шириною 3...5 мм струмопровідної секції. З електротехнічної точки зору кутова швидкість обертання ванни, що визначається робочим струмом наплавлення, не дозволяє за необхідності змінювати її значення (наприклад, при утворенні по центру ванни вирви при великій швидкості обертання або при недостатній рівномірності розподілу по периметру ванни у випадку малої швидкості обертання).



Рис. 4. Схема ЕШН неструмоведучою заготовкою в СПК: 1 — заготовка, що переплавляється; 2 — графітова футеровка; 3–5 — струмопровідна, проміжна та формуюча секції відповідно; 6 — виріб; 7 — шлакова ванна; 8 — металева ванна; 9 — наплавлений метал; 10 — гарнісаж; 11 — ізоляційні прокладки; 12 — вертикальний паз з електроізоляційною прокладкою



Рис. 5. Схема розташування струмопідводу відносно технологічного роз'єму (a) і залежність швидкості обертання шлакової ванни (V) від кута  $\alpha$  між струмопідводом і роз'ємом ( $\delta$ )

Рішення першої задачі (конструктивного виконання) робили шляхом поступового збільшення глибини пазу до досягнення товщини стінки секції приблизно 5 мм (при початковій товщині 15...20 мм). У той же час, виходячи з теоретичних міркувань, такого роду зміни навряд чи зможуть надати суттєвий вплив на ефект обертання шлакової ванни. Експеримент підтвердив це припущення. Навіть з'єднання частин стінки секції в районі пазу по відносно невеликій площі не перетворювало секцію в індуктор і, відповідно, не дозволяло отримати ефект обертання ванни.

Можливість досягнення регулювання обертання ванни електротехнічним шляхом оцінено в дослідженнях, які було виконано на початковому етапі розробки конструкції СПК. Спочатку при використанні в якості футеровки втулок з графіту разом із виконанням пазу в мідній стінці струмопідвідній секції відповідно аналогічно розрізали і футерувальну втулку, що створювало певні труднощі при виготовленні та експлуатації СПК. Потім було виявлено, що обертання ванни не зникає та зберігає свою швидкість і у випадку застосування втулки без будьяких розрізів (пазів). Цей факт дозволив запропонувати для регулювання швидкості обертання ванни, тобто зміни напруженості магнітного поля, вводити в паз електропровідні матеріали з електропровідністю, яка у 1,5...15 рази менша за електропровідність матеріалу струмопровідної секції [8].

Інший спосіб електротехнічного впливу на швидкість обератння ванни був запропонований авторами роботи [9]. Згідно з ним цей ефект може бути досягнутий шляхом зміщення точки струмопідводу від лінії роз'єму по периметру секції, причому максимально цей вплив повинен проявитися при куті зміщення 90° (рис. 5). Проте виконані експерименти не підтвердили цієї злежності.

При асиметричному розташуванні струмопідводу (з одним пазом) максимальний струм проходить у зоні його підключення, у цій же зоні діють і максимальні магнітні сили. Це добре видно, коли дискретна присадка попадає на поверхню шлакової ванни. Спочатку гранули присадки починають активно переміщуватися по периметру ванни і чим далі вони зміщуються від струмопідводу, тим більшою мірою знижується імпульс магнітної сили та, відповідно, тим помітніше зменшується швидкість руху гранул. Цьому сприяє, крім зниження електромагнітного впливу, мабуть, деяке підвищення в'язкості шлаку (зниження його температури) і опір сил тертя на межі дотику шарів шлаку, які безпосередньо взаємодіють зі стінкою кристалізатора. Природно, чим більший діаметр кристалізатора, тим ці процеси виявляються більш помітно.

Вирішення цього завдання можна досягти шляхом деякої зміни конструкції секції. Замість асиметричного (з одним пазом) підключення струмопідводу пропонується використовувати декілька пазів із відповідними струмопідводами, як це показано на рис. 6 [9]. У цьому випадку кожен струмопровідний сектор секції дає додатковий імпульс руху ванни при приблизно постійній середній швидкості її обертання. Аналогічний підхід може бути використаний і при застосуванні струмопідвідних кристалізаторів іншого перерізу, зокрема прямокутного [10].

Додатково можна відмітити, що всіма розглянутими вище технічними прийомами можна користуватися й при наплавленні на постійному струмі або змінному зниженої частоти [11].

Водоохолоджувані кристалізатори звичайного виконання. Деяку подібність обертального руху можна спостерігати при неспіввісному із кристалізатором розташуванні в шлаковій ванні плавкого електрода [12]. Але такий спосіб отримання ефекту обератння ванни звичайно ж не можна розглядати як оптимальний технічний прийом.



Рис. 6. Схематичне зображення струмопровідної секції кристалізатора з симетричним багатосекційним струмопідводом: *а*, *б* — дво- та трисекційні струмопідводи відповідно; *l* — струмопровідна секція; *2* — заготовка, що наплавляється (кільцеве ЕШН)

Раціональніше використовувати при ЕШН схеми, які наведено на рис. 1, a,  $\delta$ , але, як зазначалося раніше, їх недоліком є наявність додаткових джерел живлення та електромагнітних пристроїв.

Отже, єдиним способом отримання ефекту обертання шлакової ванни може стати особливе виконання електрода як плавкого (присадку можна подавати додатково), так і неплавкого.

В роботі [13] запропоновано при ЕШН прокатних валків з метою отримання рівномірного проплавлення поверхні бочки валка (робочої його частини) використовувати витратний електрод у вигляді соленоїда [13]. У цьому випадку при наплавленні одночасно відбуваються два процеси: плавленння електрода та забезпечення обертання шлакової ванни. Реальне виконання такої технології викликає сумнів, тому що в полі дії великих магнітних сил можливе закорочування електрода з бочкою валка.

Спосіб наплавлення із використанням невитратного електрода у вигляді графітової втулки з вертикальним пазом, до якої безпосередньо подведено напругу, був випробуваний при розробці двосекційного струмопідвідного кристалізатора [14]. Як показали експерименти, у цьому випадку постійного обертання шлакової ванни досягти не вдалося із-за появи в зоні розрізу (паза) втулки електропровідних продуктів окисно-відновних реакцій, що відбуваються на границі графіт–шлак.

Для отримання біметалічних армуючих елементів було випробувано ЕШН полим графітовим електродом із одним поздовжнім розрізом. Стру-



Рис. 7. Схема ЕШН у звичайному кристалізаторі з використанням невитратного (графітового) електрода, який має поздовжній паз (розріз) (*a*) і напрям потоків шлаку на поверхні шлакової ванни (б): 1 — кристалізатор; 2 — струмопідвід; 3 — порожнистий графітовий електрод; 4 — вібродозатор із присадкою

мопідвід підключали як і у випадку струмопровідної секції СПК, поблизу однієї зі стінок паза. При цьому дискретна присадка подавалася або всередину електрода, або між електродом і стінкою кристалізатора (рис. 7). Геометричні та електричні параметри ЕШН наступні: діаметр кристалізатора — 180 мм, діаметр електрода внутрішнього — 55 мм, зовнішнього — 130 мм, довжина електрода — 300 мм, ширина паза — 5 мм, глибина шлакової ванни — 50...70 мм, електричний режим — I = 1, 8...2, 5 кА, U = 26...28 В.

На першому етапі електрошлакового процесу на поверхні шлакової ванни виникали слабкі потоки, що направлені у різні сторони від точки, яка розташована приблизно навпроти паза в електроді (рис. 7,  $\delta$ ). Можливо вони пов'язані зі зміною теплових обставин в об'ємі шлаку. Приблизно через 10 хв обертання припинялося, а температура шлакової ванни знижувалася. При зростанні робочої напруги температура ванни підвищувалася, але обертання так і не виникло як до, так і посля подачі наплавочної присадки.

# Висновки

Таким чином, розглянуті вище схеми отримання ефекту обертання шлакової ванни при використанні як струмопідвідних кристалізаторів, так і кристалізаторів звичайного виконання та результати їх експериментальної перевірки дозволяють зробити висновок, що єдиним способом забезпечення постійного обертання шлакової ванни без засто-

# ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

сування додаткових пристроїв електромагнітного впливу на ванну є спосіб ЕШН у струмопідвідному кристалізаторі з одним або кількома розрізами та струмопідводами в струмопровідній секції.

### Список літератури

- 1. Компан Я.Ю., Щербина Э.В. (1989) Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. Москва, Машиностроение.
- Мургаш М., Чаус А.С. (1998) Использование магнитного поля при электрошлаковом переплаве стали. Физика и химия обработки материалов, 2, 99–107.
- 3. Протоковилов И.В. (2011) МГД технологии в металлургии (обзор). Современная электрометаллургия, 4, 32–41.
- 4. Радченко А.А. (2000) Влияние внешних электромагнитных воздействий на технологию электрошлаковой наплавки покрытий и их свойства. Тезисы докладов международной конференции «Сварные конструкции» (Киев, октябрь 2000 г.). Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, 115–116.
- Дудко Д.А., Рублевский И.Н. (1960) Электромагнитное перемешивание шлаковой и металлической ванны при электрошлаковом процессе. Автоматическая сварка, 9, 12–16.
- Ксендзык Г.В., Фрумин И.И., Ширин В.С. Токоподводящий кристаллизатор. А.с. 264427 СССР, С21с. Заявл. 19.11.1964 г.
- Ксендзык Г.В., Фрумин И.И., Ширин В.С. Устройство для электрошлакового переплава. А.с. 337026 СССР, С21с 5156. Заявл. 25.06.1969 г.
- Ксендзык Г.В., Фрумин И.И., Кусков Ю.М. Токоподводящий секционный кристаллизатор. А.с. 1085250 СССР, С22В 9/18. Заявл. 30.03.1982 г.
- Tomilenko S.V., Kuskov Yu.M. (2000) Special features of melting of parent metal electroslag surfacing in a current-suppling solidification mould. *Welding Inter.*, 14(11), 893–895.
- Kuskov Yu., Tsykulenko K.A. (2009) Conducting mold for electroslag surfacing of plane blanks. *Steel Translation*, 39(1), 53–58.
- Tomilenko S.V., Kuskov Yu.M. (2002) Using direct and alternating current winh reduced frequency in surfacing in sectional current-suppling solidification moulds. *Welding Intern.*, 16(7), 572–574.
- (1986) Металлургия электрошлакового переплава. Патон Б.Е., Медовар Б.И. (ред.). Киев, Наукова думка.
- Быстров В.А. (2003) Основы электрошлаковых технологий упрочнения композиционными сплавами деталей, работающих при высокотемпературном износе: автореф. дис. ... канд. техн. наук, Барнаул.
- Кусков Ю.М., Проскудін В.М., Жданов В.А., Окопник Л.Л. (2022) Струмопідвідний кристалізатор в елек-

трошлакових технологіях. Автоматичне зварювання, 7, 49–52.

#### References

- 1. Kompan, Ya.Yu., Shcherbina,, E.V. (1989) *Electroslag welding and melting with controlled MGD-processes*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Murgash, M., Chaus, A.S. (1988) Application of magnetic field in electroslag remelting of steel. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, 2, 99–107 [in Russian].
- Protokovilov, I.V. (2011) Magnetohydrodynamic technologies in metallurgy (Review). *Advances in Electrometallurgy*, 4, 239–250.
- 4. Radchenko, A.A. (2000) Influence of external electromagnetic actions on technology of electroslag surfacing of coatings and their properties. In: *Abstr. of Pap. of Int. Conf. on Welded Structures (Ukraine, Kyiv, October 2000)*. Kyiv, PWI, 115–116 [in Russian].
- 5. Dudko, D.A., Rublevsky, I.N. (1960) Electromagnetic stirring of slag and metal pool in electroslag process. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 12–16 [in Russian].
- Ksyondzyk, G.V., Frumin, I.I., Shirin, V.S. *Current-carrying mold*. USSR author's cert. 264427. Fill. 19.11.1964 [in Russian].
- Ksyondzyk, G.V., Frumin, I.I., Shirin, V.S. *Installation for* electroslag remelting. USSR author's cert. 337026. Fill. 25.06.1969 [in Russian].
- Ksyondzyk, G.V., Frumin, I.I., Kuskov, Yu.M. *Current-carrying sectional mold*. USSR author's cert. 1085250, Int. Cl. C22B 9/18. Fill. 30.03.1982 [in Russian].
- Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu.M. (2000) Special features of melting of parent metal electroslag surfacing in a current-supplying solidification mould. *Welding Inter.*, 14(11), 893–895.
- Kuskov, Yu., Tsykulenko, K.A. (2009) Conducting mold for electroslag surfacing of plane blanks. *Steel Translation*, 39(1), 53–58.
- Tomilenko S.V., Kuskov Yu.M. (2002) Using direct and alternating current winh reduced frequency in surfacing in sectional current-supplying solidification moulds. *Welding Intern.*, 16(7), 572–574.
- 12. (1986) Metallurgy of electroslag remelting. Ed. by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Bystrov, V.A. (2003) Fundamentals of electroslag technologies for hardening by composite alloys of parts operating at high-temperature wear: Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree. Barbaul [in Russian].
- Kuskov, Yu.M., Proskudin, V.M., Zhdanov, V.A., Okopnik, L.L. (2022) Current-supplying mould in electroslag technologies. *The Paton Welding J.*, 7, 35–38.

# EXPERIENCE OF STUDYING THE EFFECT OF SLAG POOL ROTATION AT ELECTROSLAG SURFACING WITH A DISCRETE FILLER Yu.M. Kuskov, V.M. Proskudin, I.P. Lentyugov, V.O. Zhdanov, L.L. Okopnik E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Different schemes of producing the effect of slag pool rotation are considered. The rationality of achieving this effect without application of additional power sources or devices for electromagnetic impact on the slag pool is shown. Experiments were conducted in two types of moulds, namely current-supplying and regular modifications. It is established that in order to achieve the defined goal it is rational to apply current-supplying moulds with one or several cuts and current-supplies in the current-supplying section. Ref. 14, Fig. 7.

Key words: electroslag surfacing (remelting); water-cooled mould; discrete filler; rotation; slag pool

Надійшла до редакції 30.05.2022

# РЕЦИКЛІНГ ВІДПРАЦЬОВАНОГО НЕКОМПАКТНОГО ІНСТРУМЕНТУ ЗІ ШВИДКОРІЖУЧОЇ СТАЛІ СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

# Є.О. Педченко, Ю.В. Костецький, В.Л. Петренко, Л.Б. Медовар

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянуто результати експериментів з електрошлакового переплаву відпрацьованого дрібного інструменту зі швидкоріжучої сталі марки Р6М5. Показана доцільність застосування переплаву за двоконтурною схемою, що дозволяє отримати зливок з поверхнею високої якості та хімічним складом, який відповідає складу сталі Р6М5. В ході експериментів здійснено переплав електродів, сформованих з відпрацьованих бурів (протяжок), фрез та різців габаритами до 0,2 м. Проведено переплав у струмопровідний Т-подібний кристалізатор з діаметром формуючої частини 0,18 м. Показана можливість вести переплав витратних електродів з площею поперечного перетину, яка змінюється по довжині електрода, з підтриманням стабільного електричного режиму при розподілі підведеної потужності між струмопровідним кристалізатором і витратним електродом (75 і 25 %) та отримувати за цих умов зливки високої якості без дефектів поверхні. Бібліогр. 17, табл. 3, рис. 5.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; двоконтурна схема; рециклінг; швидкоріжуча сталь; зливок; продуктивність переплаву; якість зливка

Вступ. Електрошлаковий переплав  $\epsilon$  одним з ефективних способів рециклінгу відходів легованих марок сталей [1–3]. Під час переплаву мають місце мінімальні втрати легуючих домішок з окисненням, що дозволяє зберегти вихідний хімічний склад металу, та відбувається рафінування металу. Окрім того, умови твердіння металу у водоохолоджуваному кристалізаторі дозволяють отримувати фізично та хімічно однорідний зливок з високою якістю поверхні.

Електрошлаковий переплав швидкоріжучих сталей давно практикується і є успішним [4]. Проте переплав відпрацьованого інструменту за класичною схемою [5], як правило, здійснюють лише у випадках, коли окремі деталі мають форму і габарити, що дозволяють відносно просто сформувати з них суцільний електрод і забезпечити стабільні умови переплаву з отриманням якісного зливка. Але створення із дрібного відпрацьованого інструменту витратного електрода зі стабільною зовнішньою геометрією та щільним заповненням у поперечному перетині пов'язане зі складнощами. Через це утилізація таких деталей електрошлаковим переплавом за прямою схемою доцільна лише процесом електрошлакової тигельної плавки [6], під час якої рідкий метал, що утворюється в процесі плавлення витратного електрода, накопичується в тиглі і якість відливки, зокрема її поверхні, не залежить від стабільності процесу плавлення електрода.

Стабільність умов формування зливка під час електрошлакового переплаву в значній мірі залежить від стабільності параметрів процесу плавлення витратного електрода [5, 7, 8], який залежить від величини та розподілу електричного струму і магнітного поля в шлаковій ванні. Розподіл щільності електричного струму в шлаковій ванні визначається формою електрода, параметрами крапель рідкого металу, геометрією поверхні розділу шлак/метал. Найбільш інтенсивне виділення тепла відбувається в зонах з більшою щільністю електричного струму, зокрема на кінчику електрода або на краплях, що відриваються від нього. Відповідно стабільність геометричних та фізичних параметрів електрода в значній мірі визначає стабільність процесу переплаву.

Оскільки розплавлений шлак являє собою частину електричного ланцюга з відносно великим омічним опором, спрощено описати зв'язок між потужністю переплаву і площею поперечного перетину електрода можна на підставі закону Ома:

$$P_{\rm en} = IU = I^2 \rho \frac{l}{S},\tag{1}$$

де  $P_{en}$  — потужність переплаву, кВА; U — прикладена напруга, В; I — струм, А;  $\rho$  — питомий опір шлакової ванни, Ом·м; l — відстань від торця електрода до поверхні ванни рідкого металу, м; S — площа поверхні електрода, яка заглиблена в шлакову ванну, м<sup>2</sup>.

© С.О. Педченко, Ю.В. Костецький, В.Л. Петренко, Л.Б. Медовар, 2022

Є.О. Педченко — https://orcid.org/0000-0002-8824-4389, Ю.В. Костецький — https://orcid.org/0000-0003-0742-0684,
 В.Л. Петренко — https://orcid.org/0000-0003-2440-1901, Л.Б. Медовар — https://orcid.org/0000-0003-2077-5965

Оскільки некомпактні відходи інструментальної сталі збирають в один електрод способом зварювання окремих деталей між собою, він буде мати не однакову по довжині площу поперечного перетину та ступінь її заповнення металом. Як наслідок, під час переплаву такого електрода буде непередбачувано змінюватись електричний опір, коефіцієнт заповнення та електричний режим переплаву. Відповідно електрошлаковий переплав такого електрода за прямою схемою з отриманням якісного зливка технологічно складно виконати через нестабільність процесу переплаву.

Вирішити проблему нестабільності процесу плавлення під час переплаву електродів з не сталими по довжині геометричними параметрами може застосування переплаву за двоконтурною схемою [9]. Вона реалізується через використання кристалізатора спеціальної конструкції (струмопровідного), який дозволяє підводити у шлакову ванну додаткову електричну потужність через нього (рис. 1). Додаткове підведення струму в шлакову ванну через струмопровідний кристалізатор дозволяє в значній мірі нівелювати негативний вплив непередбачуваної зміни геометричних параметрів витратного електрода на результат переплаву.

Концепція струмопідвідного кристалізатора була розроблена в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [10–12]. Верхня частина такого кристалізатора має спеціальну водоохолоджувану секцію, яка утворює невитратний електрод і дає змогу додатково підводити електричну потужність у шлакову ванну від кристалізатора, утворюючи другий контур живлення (рис. 1). Схема може бути реалізована як з одним, так і з двома джерелами живлення [12].

Здійснення процесу ЕШП за двоконтурною схемою значно розширює його технологічні можливості, а саме: дозволяє підтримувати температуру шлакової ванни без витратного електрода, що дає змогу робити його заміну без ризику захолодити шлак [9, 10]; забезпечує додатковий обігрів периферійної зони шлакової ванни, що значно покращує поверхню зливка та зменшує чи повністю виключає поверхневі дефекти [13]; змінює теплову картину плавильного простору, що дає змогу впливати на профіль ванни рідкого металу [14, 15]; змінює гідродинаміку плавильного простору та забезпечує рух шлаку по колу з інтенсивним його перемішуванням [12].



Рис. 1. Схема підключення джерела струму та вимірювальних приладів печі Р951

Структура електромагнітного та теплового полів і відповідно розподіл потоків в об'ємі рідкого шлаку та форма ванни розплавленого металу під час ЕШП за двоконтурною схемою значно відрізняються від тих, що мають місце під час ЕШП за класичною схемою. Як показали дослідження [9], порівняно з класичною схемою ЕШП двоконтурна дозволяє зменшити залежність швидкості плавлення електрода від прикладеної до нього електричної потужності. При цьому виникає можливість регулювати температурні умови процесу незалежно від його продуктивності, що розширює можливості технології.

У даній роботі поставлене завдання — дослідити особливості переплаву за двоконтурною схемою витратних електродів, які сформовані з дрібного відпрацьованого інструменту і мають не постійну по довжині площу поперечного перетину та щільність заповнення металом.

Методика досліджень. Переплав дослідних витратних електродів зі швидкоріжучої сталі, зібраних з використаних малогабаритних інструментів, здійснювали на модернізованій печі електрошлакового переплаву Р951 з Т-подібним струмопідвідним кристалізатором. Діаметр формуючої частини кристалізатора становив 0,180 м, діаметр струмопідвідної частини — 0,225 м (рис. 1).

Під час переплаву використовували флюс марки АНФ-29, хімічний склад якого наведено в табл. 1.

Дослідні витратні електроди виготовляли зварюванням окремих деталей в єдину конструкцію (рис. 2). Для виготовлення електродів використовували малогабаритні відпрацьовані інструменти (бури, протяжки, фрези та різці) з максимальним розміром до 0,2 м, які згідно маркуванню були

Таблиця 1. Хімічни	й склад флюсу	АНФ-29, мас. %
--------------------	---------------	----------------

CaF <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>	MgO	Температура плавлення флюсу, °С
3745	1317	2430	1115	26	12301250

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022



Рис. 2. Зовнішній вигляд дослідного електрода, зібраного з малогабаритного відпрацьованого інструменту зі сталі Р6М5

Таблиця 2. Хімічний склад сталі Р6М5 за ГОСТ 19265-73

С	Mn	Si	Cr	W	V	Мо	Co	Ni	Cu	S	Р
0,820,90	0,200,50	0,200,50	3,804,40	5,506,50	1,702,10	4,805,30	≤0,50	≤0,6	≤0,25	≤0,025	≤0,030

# зроблений зі сталі Р6М5 (Р6М5К5, Р6М5К5-МП, Р6М5Ф3-МП, 10Р6М5У-МП) (табл. 2).

Електрошлаковий переплав дослідних електродів здійснювали за двоконтурною схемою (рис. 3). Під час переплаву 25 % від загальної електричної потужності підводили крізь контур живлення електрода, а решту (75 %) — струмопровідного кристалізатора. Загальна потужність переплаву складала близько 200 кВА. Необхідна величина загальної підведеної потужності була попередньо визначена розрахунком, виходячи з параметрів кристалізатора і величини коефіцієнта заповнення 0,2...0,3. Обраний розподіл потужності між контурами живлення був обумовлений необхідністю мінімізувати негативний вплив непередбачуваної зміни величини коефіцієнта заповнення та електричного опору електрода на стабільність параметрів процесу переплава та забезпечити при цьому якість поверхні зливка.



Рис. 3. Процес ЕШП дослідних електродів ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 -

Також був випробуваний варіант ведення процесу, коли уся електрична потужність подається крізь контур живлення кристалізатора.

Результати досліджень та їх обговорення. В результаті переплаву трьох дослідних електродів, з їх послідовною заміною в ході процесу, був отриманий зливок діаметром 0,180 м, довжиною 1,225 м і вагою 259 кг.

Як показав аналіз електричних параметрів, отриманих за допомогою вимірювального обладнання, електричний опір дослідних електродів через їх різну внутрішню структуру суттєво різнився і становив, Ом: для електрода 1 — 38...40; 2 — 29; 3 — 33. Таким чином, електрода 1 мав електричний опір, який був на 38 % більше ніж у електрода 2 і на 21 % більше ніж у електрода 3. Проте, незважаючи на це, завдяки особливостям обраної схеми переплаву такі коливання суттєво не вплинули на загальну стабільність електричних параметрів процесу (рис. 4).

За найбільшого електричного опору переплав електрода 1 характеризувався найменшою величиною коефіцієнта заповнення, яка становила 0,25, що відбилося на продуктивності процесу. Масова швидкість плавлення для цього електрода склала лише 63 кг/год. У той час як для електрода 2 вона становила 113 і 110 кг/год — для електрода 3 при однаковому для обох коефіцієнтах заповнення (0,37) та незмінній підведеній потужності для всіх електродів. Таким чином, в умовах експерименту за сталої загальної підведеної електричної потужності зі збільшенням коефіцієнту заповнення та зменшенням величини електричного опору електродів спостерігалось збільшення продуктивності процесу. Оскільки коефіцієнт заповнення та електричний опір електрода у даному випадку є величинами, значення яких в основному визначає внутрішня структура і геометрія збірного електрода, продуктивність переплаву буде переважно залежати саме від них.



Рис. 4. Діаграми швидкості витяжки зливка (крива 1), потужності, прикладеної до електрода (крива 2) та струмопідвідної секції (крива 3), рівня металу в кристалізаторі (крива 4) по довжині зливка та їх відповідність поверхні зливка

Під час переплаву електрода 3 був протестований режим з підведенням до шлакової ванни усієї електричної потужності крізь ланцюг живлення струмопровідної секції кристалізатора (рис. 4). Аналіз отриманої кривої продуктивності показав, що при переході на таку схему живлення за незмінної загальної потужності переплаву продуктивність переплаву зменшується. Слід зазначити, що подібне також спостерігалось і в інших дослідженнях [9].

Внаслідок переходу на режим з прикладанням усієї підведеної потужності на кристалізатор розподіл щільності електричного струму в шлаковій ванні змінюється і основне виділення джоулева тепла зосереджується в її периферійних об'ємах, поблизу струмопровідної секції кристалізатора [16]. До простору під витратним електродом тепло надходить шляхом теплопереносу. За таких умов характер плавлення електрода визначається умовами перенесення тепла в об'ємі шлакової ванни та її температурним станом. Величина теплового потоку від шлакової ванни в електрод залежить від перепаду температур між поверхнею електрода і рідким шлаком. За відсутності генерації тепла безпосередньо під електродом, як це відбувається, коли на нього подається певна електрична потужність, цей перепад вочевидь стає меншим, що спричиняє відповідне зменшення швидкості плавлення. В певній мірі компенсувати зменшення швидкості переплаву внаслідок зміни розподілу температур у шлаковій ванні можна за рахунок більшого занурення електрода, тим самим збільшивши густину теплового потоку на електрод, оскільки вона є функцією площі зануреної у шлакову ванну поверхні електрода. При переплаві з малими значеннями коефіцієнта заповнення цей механізм регулювання швидкості плавлення буде ефективним, що за необхідності дасть можливість вести плавку в цьому режимі з незначною втратою продуктивності, але з отриманням зливків з гарантовано високою якістю поверхні за рахунок покращення умов формуванням гарнісажу внаслідок збільшення температури шлакової ванни на периферії. Так, на дослідному зливку отримана найкраща якість поверхні саме в цьому режимі переплаву (рис. 5).

Слід зазначити, що якість поверхні отриманого дослідного зливка в цілому є якісною. Однак поверхня зливка, сформована під час переплаву кожного окремого електрода, має певні візуальні відмінності



Рис. 5. Зони поверхні виплавленого зливка: I-IV див. в тексті

Частина зливка	Mn	Si	Cr	W	V	Мо	Со	Ni	Cu	S
Низ	0,39	0,4	4,22	6,28	1,98	5,12	0,3	0,37	0,2	0,02
Bepx	0,37	0,42	4,13	6,14	1,91	5,04	0,26	0,33	0,19	0,018

Таблиця 3. Хімічний склад виплавленого зливка, мас. %

і її можна розділити на чотири зони, які відповідають окремим етапам експерименту (рис. 5).

*І зона*. Донна частина зливка без гофрів і збриж, які за класичної схеми ЕШП обов'язково присутні в цій зоні. Відповідно зменшується величина обрізі і збільшується вихід придатного. Пояс більш темного кольору (рис. 4, стрілка 1) відповідає підняттю потужності на струмопідвідній секції до 150 кВА.

*II зона*. Перехід між зміною електродів (рис. 4, стрілка 2) відрізняється лише кольором металу при відсутності дефектів.

На поверхні незначні дефекти у вигляді вертикально спрямованих заливин глибиною не більше 1,5 мм, у яких лишився гарнісаж. Їх виникнення обумовлене нестабільним плавленням електрода через його фізичну конфігурацію.

*Ш зона*. На поверхні спостерігаються шлакові пояски висотою до 1 мм. Їх поява спричинена нерівномірним рухом каретки витягування зливка внаслідок нестабільного плавлення електрода через його фізичну конфігурацію (рис. 4, крива *I*).

IV зона. Поверхня зливка без видимих дефектів.

Спостережувані нерівності на поверхні зливка під обдирання не перевищують 1,5...2,0 мм, а для *IV* зони, яка відповідає переплаву зі 100 % потужності на струмопідвідній секції кристалізатора, дефекти взагалі відсутні

За своїм хімічним складом метал після переплаву відповідає вимогам стандарту для сталі марки Р6М5 (табл. 3) [17]. Зразки для хімічного аналізу були відібрані з нижньої та верхньої частин отриманого зливка. Результати хімічного аналізу зразків металу свідчать про задовільну хімічну однорідність дослідного зливка.

### Висновки

1. Електрошлаковий переплав за двоконтурною схемою дозволяє ефективно здійснювати рециклінг відпрацьованого малогабаритного інструменту, скомпонованого у витратні електроди, зі збереженням хімічного складу металу та отриманням зливків з поверхнею високої якості. Проведені експерименти показали можливість вести переплав витратних електродів з площею поперечного перетину, яка непередбачувано змінюється по довжині електрода, з підтриманням стабільного електричного режиму при розподілі підведеної потужності між струмопро-

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 –

відним кристалізатором і витратним електродом як 75 і 25 % та отримувати за цих умов зливки високої якості без дефектів поверхні.

2. Конфігурація збірного електрода впливає на продуктивність переплаву. За сталої загальної підведеної електричної потужності і її розподілі між контурами живлення зі збільшенням коефіцієнту заповнення з 0,25 до 0,37 та зменшенням величини електричного опору електродів спостерігалось збільшення продуктивності процесу.

3. Переплав електродів виключно за рахунок живлення струмопідвідної секції кристалізатора можливий, але при переході на цей режим за незмінної загальної потужності переплаву продуктивність його зменшується, а якість поверхні зливка покращується. При цьому завдяки великому периферійному тепловкладенню зникають дефекти на поверхні зливка.

### Список літератури

- 1. Lore J.D. (1974) *Electrical conductivity measurements of molten-salt fluxes from an electroslag remelting process*. Oak Ridge Y-12 Plant.
- Björkman B., Samuelsson C. (2014) Chapter 6. Recycling of steel. Handbook of Recycling, 65–83. https://doi.org/10.1016/ B978-0-12-396459-5.00006-4
- Birat J.-P. (2015) Life-cycle assessment, resource efficiency and recycling. *Metallurgical Research & Technology*, 112(2), article 206. https://doi.org/10.1051/metal/2015009
- 4. Медовар Л.Б., Чернец А.В., Грабовский Ц.Ф. и др. (2000) Опыт изготовления и применения быстрорежущих валков ЭШН ЖМ. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **3**, 3–9.
- 5. (1976) Электрошлаковые печи. Патон Б.Е. и Медовар Б.И. (ред.). Киев, Наукова думка.
- 6. Фишман К.К., Орловский Ю.В., Федоровский Б.Б. (1989) Электрошлаковое кокильное литье в ремонтном и инструментальном производстве. Киев, Издательство «Знание» УССР.
- Митчел А., Джексон Р.О., Балентайн А.С. (1975) Макросегрегация, движение жидкости и теплоперенос в процессе ЭШП. Электрошлаковый перепалав: Материалы IV Междунар. симпозиума по технологии электрошлакового переплава (7–8 июня 1973 г., г. Токио, Япония). Киев, Наукова думка, вып. 3, 29–38.
- Abdellah Kharicha, Andreas Ludwig, Menghuai Wu (2014) On melting of electrodes during electro-slag remelting. *ISIJ International*, 54(7), 1621–1628.
- Цыкуленко А.К., Ланцман И.А., Медовар Л.Б. и др. (2000) Двухконтурная схема электрошлакового переплава расходуемого электрода. Пробл. спец. электрометаллургии, 3, 16–20.
- Ксендзык Г.В., Фрумин И.И., Ширин В.С., Кусков Ю.М. (1982) Токоподводящий кристаллизатор. А.с. № 343538922-02. Заявлено 12.05.82.

# ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

- 11. Ксендзык Г.В., Фрумин И.И., Ширин В.С. (1964) А.с. № 264427. Токоподводящий кристаллизатор. Заявлено 19.11.64.
- Ксендзык Г.В. (1974) Топодводящий кристаллизатор, обеспечивающий вращение шлаковой ванны. Специальная электрометаллургия, 27, 32–40.
- Медовар Л. Б., Цыкуленко А.К., Чернец А. В. и др. (2000) О формировании поверхности слитков из никелевых суперсплавов при ЭШП в токоподводящем кристаллизаторе. Пробл. спец. электрометаллургии, 4, 7–14.
- Кусков Ю.М., Соловьев В.Г., Лентюгов И.П., Жданов В.А. (2018) Роль шлаковой ванны в процессе наплавки в токоподводящем кристаллизаторе. Современная электрометаллургия, 2, 41–44.
- Медовар Л.Б., Цыкуленко А.К., Чернец А.К. и др. (2000) Исследование влияния параметров двухконтурной схемы ЭШП на размеры и форму металлической ванны. Пробл. спец. электрометаллургии, 4, 3–7.
- Haibo Cao, Zhouhua Jiang, Yanwu Dong et al. (2020) Effect of single power two circuits electroslag remelting process on the cleanliness of the remelted ingot. *ISIJ International*, 60(2), 247–257. https://doi.org/10.2355/isijinternational. ISIJINT-2019–450.
- 17. ГОСТ 19265–73. Прутки и полосы из быстрорежущей стали.

### References

- Lore, J.D. (1974) Electrical conductivity measurements of molten-salt fluxes from an electroslag remelting process. Oak Ridge Y-12 Plant.
- Björkman, B., Samuelsson, C. (2014) *Chapter 6. Recycling* of steel. Handbook of Recycling, 65–83. DOI: https://doi. org/10.1016/B978-0-12-396459-5.00006-4
- Birat, J.-P. (2015) Life-cycle assessment, resource efficiency and recycling. *Metallurgical Research & Technology*, 112(2), article 206. DOI: https://doi.org/10.1051/metal/2015009
- 4. Medovar, L.B., Chernets, A.V., Grabovsky, Ts.F. et al. (2000) Experience of production and application of high-speed rolls of ESS LM. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **3**, 3–9 [in Russian].
- 5. (1976) *Electroslag furnaces*. Ed. by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

- 6. Fishman, K.K., Orlovsky, Yu.V., Fedorovsky, B.B. (1989) *Electroslag chill casting in repair and tool production*. Kyiv, Znanie [in Russian].
- Mitchell, A., Jackson, R.O. Ballantyne, A.S. (1975) Macrosegregation, fluid motion and heat transfer in ESR process. In: *Proc. of 4<sup>th</sup> Int. Symp. on Electroslag Remelting Technology (Japan, Tokyo, 7–8 June 1973)*. Kyiv, Naukova Dumka, issue 3, 29–38 [in Russian].
- Abdellah Kharicha, Andreas Ludwig, Menghuai Wu (2014) On melting of electrodes during electroslag remelting. *ISLJ Int.*, 54(7), 1621–1628.
- Tsykulenko, A.K., Lantsman, I.A., Medovar, L.B. et al. (2000) Bifilar circuit of consumable electrode electroslag remelting. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 3, 16–20 [in Russian].
- Ksyondzyk, G.V., Frumin, I.I. Shirin, V.S., Kuskov, Yu.M. (1982) *Current-supplying mould*. USSR author's cert. 343538922-02. Fill. 12.05.82 [in Russian].
- Ksyondzyk, G.V., Frumin, I.I. Shirin, V.S. (1964) Current-supplying mould. USSR author's cert. 264427. Fill. 19.11.64 [in Russian].
- Ksyondzyk, G.V. (1974) Current-supplying mould, providing the slag pool rotation. *Spets. Elektrometallurgiya*, 27, 32–40 [in Russian].
- 13. Medovar, L.B., Tsykulenko, A.K., Chernets, A.V. et al. (2000) On formation of surface of ingots from nickel superalloys during ESR in current-supplying mould. *Problemy Spets*. *Elektrometallurgii*, **4**, 7–14 [in Russian].
- Kuskov, Yu.M., Solovjev, V.G., Lentyugov, I.P., Zhdanov, V.A. (2018) Role of slag pool in process of surfacing in current-carrying mould. *Suchasna Elektrometal.*, 2, 41–44 [in Russian].
- Medovar, L.B., Tsykulenko, A.K., Chernets, A.V. et al. (2000) Investigation of influence of parameters of ESR bifilar circuit on sizes and shape of metal pool. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 4, 3–7 [in Russian].
- Haibo Cao, Zhouhua Jiang, Yanwu Dong et al. (2020) Effect of single power two circuits electroslag remelting process on the cleanliness of the remelted ingot. *ISIJ Int.*, 60(2), 247–257. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019–450.
- 17. GOST 19265–73: Bars and strips of high-speed steel [in Russian].

# RECYCLING OF USED NONCOMPACT TOOLS FROM HIGH-SPEED STEEL BY ELECTROSLAG REMELTING

E.O. Pedchenko, Yu.V. Kostetskyi, V.L. Petrenko, L.B. Medovar

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Results of experiments on electroslag remelting of used small tools from high-speed steel of R6M5 grade are considered. Rationality of application of remelting by a double-circuit scheme is shown, which allows producing an ingot with a high quality surface and chemical composition, corresponding to that of R6M5 steel. During experiments, remelting of electrodes, formed from used drills (broaches), mills and cutters of up to 0.2 m size was performed. Remelting into a current-supplying T-shaped mould with forming part diameter of 0.18 m was conducted. Shown is the possibility of performing remelting of consumable electrodes with the cross-sectional area, changing along the electrode length, while maintaining a stable electric mode at distribution of the supplied power between the current-supplying mould and consumable electrode (75 and 25 %) and obtaining high-quality ingots without surface defects under such conditions. Ref. 17, Table. 3, Fig. 5.

Key words: electroslag remelting; double-circuit scheme; recycling; high-speed steel; ingot; remelting productivity; ingot quality

Надійшла до редакції 21.06.2022

# ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ПЛАЗМОВО-ДУГОВОЇ СФЕРОДИЗАЦІЇ СТРУМОПРОВІДНОГО ДРОТУ ІЗ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ НА ГРАНУЛОМЕТРИЧНИЙ СКЛАД ОТРИМАНИХ ПОРОШКІВ

# Д.В. Строгонов<sup>2</sup>, В.М. Коржик<sup>1, 2</sup>, Цзянлун I<sup>1</sup>, А.Ю. Тунік<sup>2</sup>, О.М. Бурлаченко<sup>2</sup>, А.О. Альошин<sup>3</sup>

<sup>1</sup>China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology. 510650, Guangzhou, China. E-mail: patonjournal@gwi.gd.cn <sup>2</sup>IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Експериментально підтверджена можливість отримання сферичних порошків шляхом застосування технології плазмово-дугового розпилення струмопровідного дроту із низьковуглецевої сталі діаметром 1,6 мм. Встановлено, що при різних параметрах плазмово-дугового розпилення в загальному випадку основною фракцією порошку є фракція 25...250 мкм, яка складає 95 % від загального об'єму порошку, кількість частинок фракції < 25 та 250...315 мкм при оптимальних режимах розпилення знаходиться на досить низькому рівні і не перевищує 5 %. Вибрано режим плазмово-дугового розпилювання, який буде забезпечувати зміну гранулометричного складу у бік збільшення вмісту дрібних фракції (< 80 мкм), на які є значний попит в області адитивних технологій 3D друку: струм — 280 А; швидкість подачі дроту — 12,0 м/хв; довжина дугового проміжку — 8 мм; витрата плазмоутворюючого газу — 50 л/хв; витрата супутнього газу — 60 м<sup>3</sup>/год; зазор між плазмоутворюючим та обтискаючим соплом — 1 мм; глибина занурення катоду — 1 мм. Досліджено форму та структуру розпилюваних частинок, більшість яких загалом має правильну сферичну форму, при цьому коефіцієнт сферичності залежить від параметрів процесу та при оптимальних режимах розпилення складає в середньому 0,7...0,9. В загальній масі отриманих сферичних порошків доля сателітів та поодиноких частинок неправильної форми складає біля 1...3 %. Бібліогр. 27, табл. 3, рис. 4.

Ключові слова: струмопровідний дріт; плазмово-дугове розпилення; диспергування розплаву; сферодизація порошку; твердіння; сферичний порошок; параметри режиму; гранулометричний склад

Вступ. Інтенсивний розвиток порошкової металургії, адитивних технологій 3D друку металевих виробів (селективне та пряме лазерне плавлення і спікання (SLM, SLS, DMLS, гранульна металургія тощо) вимагає створення нових матеріалів у вигляді сферичних гранул і порошків із складнолегованих сплавів, тугоплавких металів та інтерметалідів з заданим гранулометричним складом і суворими вимогами до форми частинок (коефіцієнту сферичності) та наявністю мінімальної кількості дефектних частинок [1].

Найбільш поширеними способами отримання таких гранул і порошків є технології газового розпилення розплаву (GA) та відцентрового плазмового розпилення (PREP) [2, 3]. Проте попри наявності великої кількості переваг ці технології мають ряд недоліків, до яких слід віднести: складність отримання порошків < 100 мкм; проблеми, пов'язані з виготовленням пруткової заготовки для PREP; закриті аргонові пори та відносно низький коефіцієнт сферичності для GA та ін. [4, 5].

Сьогодні перспективним способом отримання сферичних порошків з заданим гранулометрич-

ним складом розглядається технологія плазмово-дугового розпилення, яка викликає широкий практичний інтерес [6–9]. До переваг цього способу слід віднести простоту обладнання, що значно спрощує процес отримання порошку, та наявність великої кількості параметрів, завдяки яким можна регулювати гранулометричний склад у широких межах, а також можливість отримання сферичних порошків із тугоплавких матеріалів [10–12].

На сьогоднішній день проведено недостатню кількість досліджень по впливу параметрів режиму плазмово-дугового розпилення на характер розподілу розпилюваних частинок по фракціям, результати досліджень носять розрізнений характер, відсутня інформація по впливу деяких конструктивних параметрів плазмотронів на зміну гранулометричного складу розпилюваних частинок. Тому метою роботи є дослідження впливу параметрів режиму плазмово-дугового розпилення на процес диспергування розплаву та зміну гранулометричного складу порошку.

Методика проведення експериментів та технологічне обладнання. Сутність процесу плаз-

© Д.В. Строгонов, В.М. Коржик, Yi Jianglong, А.Ю. Тунік, О.М. Бурлаченко, А.О. Альошин, 2022

### ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 –

Д.В. Строгонов — http://orcid.org/0000-0003-4194-764X, В.М. Коржик — http://orcid.org/0000-0001-9106-8593, Цзянлун I — https://orcid.org/0000-0002-2018-713, А.Ю. Тунік — https://orcid.org/0000-0001-6801-6461, О.М. Бурлаченко — https://orcid.org/0000-0003-2277-4202, А.О. Альошин — http://orcid.org/000-001-9696-6800



Рис. 1. Схема процесу плазмово-дугового розпилення і сферодизації струмопровідного дроту (*a*) та зовнішній вигляд процесу розпилення (*б*): *1* — робоча камера плазмотрону; *2* — стрижневий електрод (катод); *3* — канал подачі супутнього газу; *4* — плазмоутворююче сопло; *5* — струмінь розпилюваних частинок; *6* — джерело живлення; *7* — канал подачі плазмоутворюючого газу; *8* — струмообмежувальний опір; *9* — дріт (анод); *10* — подавальний механізм; *11* — котушка з дротом; *12* — холодильник з водою

мово-дугового розпилення полягає у плавленні струмопровідного дроту (аноду), який вводиться у зону високошвидкісного плазмового струменя та подальшому дробленні розплаву, що зривається з торця дроту [13]. Дуга горить між неплавким вольфрамовим катодом і струмопровідним дротом (анодом), що подається за зрізом сопла плазмотрона. Робочий (плазмоутворюючий) газ, що поступає у робочу камеру нагрівається електричною дугою і витікає із сопла у вигляді плазмового струменя. Відкрита ділянка розряду поза плазмоутворюючим соплом обдувається потоком газу, що витікає з кільцевого зазору між соплами плазмотрона [14]. До особливостей даного способу слід віднести те, що плавлення та струменеве розпилення матеріалу дроту здійснює аргонова плазма, в той час як дроблення розплаву і розгін дисперсних частинок здійснює струмінь холодного супутнього газу. Це забезпечує мінімальні втрати на випаровування матеріалу дроту (до 2 %), отримання оптимального фракційного складу дисперсної фази, досягнення частинками напилюваного матеріалу навколозвукової швидкості та ін. [15]. Технологічні експерименти проводили із використанням установки плазмово-дугового напилювання «PLAZER-30» [16], яка була модифікована для реалізації процесу розпилення і сферодизації сталевого дроту та отримання порошків (рис. 1).

Із застосуванням зазначеного технологічного обладнання проводили дослідження гранулометричного складу частинок при розпилюванні дроту (аноду) з низьковуглецевої сталі марки ER70S-6 (Св-08Г2С) діаметром 1,6 мм (табл. 1).

Згідно раніше отриманих практичних даних, за критерієм візуальної оцінки форми плазмового струменя, при досягненні його мінімального кута розкриття та стабільності процесу було підібрано оптимальний режим та відповідно нього проводили зміни параметрів режиму для з'ясування впливу кожного з них на зміну фракційного складу частинок. Плазмоутворюючим газом служив аргон вищого сорту II згідно ISO 14175–2008 «Welding consumables — Gases and gas mixtures for fusion welding and allied processes», у якості супутнього газу використовували повітря, діаметр сопла складав 3 мм.

Вплив змінних параметрів розпилення досліджували в наступних межах: струм — 220...265 А, витрата плазмоутворюючого газу — 30...70 л/хв, витрата супутнього потоку — 30...60 м<sup>3</sup>/год, швидкість подачі дроту — 9,5...12,5 м/хв, відстань катод– анод — 8...12 мм, зазор між соплом та кільцевим електродом — 1...3 мм, глибина занурення катода — 0...1 мм (табл. 2).

Також було розглянуто такі конструктивні параметри плазмотрона, як зазор між внутрішнім та зовнішнім соплом 1...3 мм, через який проходить

Таблиця 1. Хімічний склад дроту діаметром 1,6 мм марки ER70S-6 (Св-08Г2С), мас. %

Сталь	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Fe
Св-08Г2С ДСТУ 2246-70	0,050,11	0,700,95	1,802,10	0,03	0,025	< 0,20	< 0,25	Основа

TT		II	Вит	рата	Відстань	Довжина	Відстань між	Швидкість
режиму	Струм, А	напруга дуги, В	аргону, л/хв	повітря, м <sup>3</sup> /год	катод–анод, мм	заглиблення катоду, мм	соплами, мм	подачі дроту, м/хв
1	220	75	40	48	8	0,5	2	10,5
2	235	76	_»_	_»–	_»_	_»–	_»_	_»_
3	250	80	_»—	_»–	_»–	_»–	_»_	_»_
4	235	72	30	_»_	_»–	_»–	_»–	_»–
5	_»_	76	40	_»–	_»–	_»–	_»_	_»_
6	_»_	78	50	_»–	_»–	_»–	_»_	_»_
7	_»_	69	40	36	_»–	_»–	_»_	_»_
8	_»_	76	_»_	48	_»_	_»—	_»_	_»_
9	_»_	79	_»_	60	_»–	_»–	_»–	_»_
10	_»–	76	_»_	48	8	_»–	_»–	_»_
11	_»–	82	_»_	_»—	10	_»–	_»_	_»–
12	_»–	93	_»_	_»_	12	_»–	_»_	_»–
13	_»–	72	_»_	_»_	8	0	_»_	_»–
14	_»—	76	_»—	_»—	_»–	0,5	_»–	_»_
15	_»_	77	_»_	_»—	_»–	1,0	_»–	_»_
16	_»_	84	_»_	_»—	_»–	0,5	_»–	_»_
17	_»_	76	_»_	_»—	_»–	_»—	_»–	_»_
18	_»_	69	_»_	_»–	_»–	_»–	3	_»_
19	_»–	76	_»–	_»–	_»_	_»–	2	9,5
20	_»–	76	_»_	_»–	_»_	_»–	_»–	10,5
21	_»–	76	_»–	_»–	_»–	_»–	_>>–	11,5

Таблиця 2. Режими експерименту з плазмово-дугового розпилення дроту зі сталі Св-08Г2С діаметром 1,6 мм

супутній газ, що обтискає плазмовий струмінь, та глибина занурення катода 0...1 мм (рис. 2).

Дріт розпилювали у посудину, наповнену водою, з дистанції 500 мм, час розпилення складав 200 с. Відбір проб для дослідження гранулометричного складу порошку, морфології поверхні та ін. виконували з використанням лабораторного віброгрохота «Analissette 3 Spartan» (Німеччина) з комплектом сит 25...500 мкм, маса проби становила не менше 100 г порошку. Гранулометричний склад лабораторних партій порошку проводили методом ситового аналізу згідно методики ISO 2591-1:1988 «Test sieving – Part 1: Methods using test sieves of woven wire cloth and perforated metal plate» за допомогою віброгрохота «Analissette 3 Spartan» з набором сит: 25...40, 40...63, 63...80, 80...100, 100...125, 125...160, 160...200, 200...250, 250...315, 315...400, 400...450, 450...500 мкм [17]. Величину тиску плазмового струменя вимірювали на відстані 100 мм від зрізу сопла до підкладки за допомогою електронної ваги марки RADWAG PS 1000/R2 за методикою [18]. Дослідження форми частинок, їх мікроструктури проводили за допомогою методів оптичної (мікроскопи «UNITRON Versamet-2» і «Neophot-21») та аналітичної растрової електронної (мікроскоп «PHILIPS SEM-515») мікроскопії. Опис форми частинок виконували за методикою зі стандарту ISO 9276-6:2008 «Representation of results of particle size analysis — Part 6: Descriptive and quantitative representation of particle shape and morphology» [19].

**Результати експериментів та їх аналіз**. Дослідна перевірка розмірів диспергованих частинок показала, що при розпиленні струмоведучого



Рис. 2. Досліджувані конструктивні параметри плазмотрона: *а* — зазор між плазмоутворюючим та обтискаючим соплами; *б* — відстань при зануренні катода відносно сопла

компактного дроту ER70S-6 основною фракцією є фракція 25...250 мкм, яка складає 95 % від загальної маси порошку, кількість частинок фракції < 25 мкм та 250...315 мкм при оптимальних режимах розпилення знаходиться на досить низькому рівні і не перевищує 5 %.

Були побудовані криві розподілу гранулометричного складу частинок в залежності від режиму розпилення (рис. 3). Для зручності опису цих показників було розраховано середній розмір діаметру частинок  $(D_n)$ .

Аналізуючи отримані дані, було встановлено, що збільшення струму від 235 до 250 А призводить до збільшення середнього розміру частинок на 7 % з 138 до 147 мкм відповідно, а при струмі 220 А на 24 % з 138 до 171 мкм (рис. 3, *a*). При цьому в обох випадках доля частинок із розмірами менше 80 мкм зменшується в інтервалі значень від 39 до 30 % від загальної маси порошку ( $V_{30}$ сп.).

При візуальній оцінці процесу розпилення можна було побачити, що плавлення дроту відбувається переважно в периферійній частині плазмового струменя.

Цей самий ефект проявляється при збільшенні швидкості подачі дроту з 10,5 до 11,5 м/хв, що призводить до збільшення середнього розміру частинок на 33 % з 138 до 184 мкм відповідно, а при швидкості подачі дроту 9,5 м/хв на 9 % з 138



Рис. 3. Залежність гранулометричного складу порошку від показників струму (*a*), А: I = 220; 2 = 235; 3 = 250; швидкості подачі дроту (*б*), м/хв: I = 9,5; 2 = 10,5; 3 = 11,5; довжини дугового проміжку (*в*), мм: I = 8; 2 = 10; 3 = 12; витрати плазмоутворюючого газу (*г*), л/хв: I = 30; 2 = 40; 3 = 50; витрати супутнього газу (*д*), м<sup>3</sup>/год: I = 36; 2 = 48; 3 = 60; довжини проміжку між плазмоутворюючим та обтискаючим соплами (*e*), мм: I = 1; 2 = 2; 3 = 3; глибини занурення катода (*ж*), мм: I = 0; 2 = 0,5; 3 = 1,0

до 151 мкм (рис. 3, б). При цьому в обох випадках доля частинок із розмірами менше 80 мкм зменшується в інтервалі значень від 39 до 23 % від загальної маси порошку.

Автори робіт [20, 21] пояснюють зміну гранулометричного складу порошку у бік більш крупної фракції тим, що внаслідок зміни показників струму від певного оптимального значення плавлення дроту відбувається, переважно, в периферійній зоні струменя, де його газодинамічний натиск і ступінь концентрації енергії значно нижче ніж по осі. Це створює передумови для крапельного переносу металу.

Для дослідження цього явища було виконано розпилення при збільшенні струму до 265 А та швидкості подачі дроту до 12,5 м/хв. Цей режим забезпечує розташування торця розпилюваного дроту по осі плазмового струменя, внаслідок чого відбувається зміна гранулометричного складу частинок у бік меншої фракції, середній розмір порошку зменшується на 13 % з 138 до 120 мкм. При цьому доля частинок із розмірами менше 80 мкм збільшується від 39 до 44 % від загальної маси порошку.

Це пояснюється тим, що підвищення ефективної теплової потужності плазмового струменя сприяє зміні характеру перенесення матеріалу електрода від крапельного до струменевого (за рахунок зменшення сили поверхневого натягу при підвищенні температури перегріву рідкого металу), що значно підвищує вихід дрібної фракції порошку [22, 23].

Збільшення відстані катод–анод з 8 до 10 мм призводить до того, що середній розмір частинок збільшується на 11 % до 153 мкм попри ріст напруги з 76 до 82 В (рис. 3,  $\delta$ ). При збільшенні відстані до 12 мм відбувається подальший ріст напруги з 82 до 100 В, що призводить до збільшення потужності, яка вкладається у дріт, з 19 до 24 кВт, тобто на 22 %, проте фракційний склад частинок зсувається в сторону більш крупних фракцій, при цьому середній розмір частинок збільшується на 34 % з 138 до 185 мкм. При збільшенні довжини дугового проміжку від 8 до 12 мм доля частинок із розмірами менше 80 мкм зменшується в інтервалі значень з 39 до 24 % від загальної маси порошку.

Це викликано зменшенням коефіцієнта нагріву анода у зв'язку з зростаючою втратою теплової енергії плазмового струменя на випромінювання і конвекцію на ділянці дугового проміжку та зменшенням швидкості струменя і, як наслідок, зменшенням його динамічного впливу на розпилюваний матеріал при збільшенні відстані від сопла плазмотрона [24, 25].

Витрата плазмоутворюючого газу має більш складний вплив на процеси диспергування розплаву матеріалу дроту ніж інші вищеперелічені параметри (рис. 3, г). Так, наприклад, збільшення витрати з 30 до 40 л/хв призводить до росту дисперсності розпилюваних частинок, при цьому середній розмір гранул зменшується на 8 % з 150 до 138 мкм, подальше зміщення фракційного складу частинок у бік більш дрібних фракцій відбувається при підвищенні витрати до 50 л/хв, середній розмір частинок зменшується на 4 % з 138 до 133 мкм. Проте подальший ріст витрати до 70 л/хв призводить до отримання більш крупної фракції, середній розмір частинок при цьому збільшується з 133 до 142 мкм. При збільшенні витрати плазмоутворюючого газу від 30 до 50 л/хв доля частинок із розмірами менше 80 мкм збільшується від 39 до 43 % від загальної маси порошку.

Збільшення витрати газу з 30 до 40 л/хв, а потім до 50 л/хв сприяє зростанню напруги на дузі з 72 до 76 і 80 В відповідно внаслідок її витягування потоком газу, при цьому величина дугового проміжку залишається незмінною. Це призводить до росту теплової потужності і ефективності нагріву дроту, дає змогу збільшити динамічний вплив струменя на торець дроту (табл. 2) і цим самим інтенсифікувати процес зриву крапель з торця дроту.

Проте подальше підвищення витрати газу до 70 л/хв призводить до зсуву фракційного складу частинок у сторону більш крупної фракції, при цьому середній розмір частинок збільшується на 12 % з 138 до 154 мкм. При подальшому збільшенні витрати з 50 до 70 л/хв доля частинок із розмірами менше 80 мкм зменшується з 43 до 36 % від загальної маси порошку.

Це може бути викликано захолоджуванням струменя унаслідок великих витрат тепла на нагрів збільшеної кількості плазмоутворюючого газу. Також слід зазначити, що при витраті плазмоутворюючого газу менше 30 л/мін має місце підвищений знос вольфрамового катода.

Збільшення витрати супутнього потоку (повітря) з 36 до 48 м<sup>3</sup>/год сприяє збільшенню дисперсності розпилюваних частинок, при цьому їх серед-

Таблиця 3. Розрахунок напірного тиску плазмового струменя на дистанції розпилення 100 мм

Номер	Витрата газу, л/хв	Площа плями розпилення, мм <sup>2</sup>	Зусилля тиску, г	Напірний тиск (σ), МПа
1	30	176	312	0,0177
2	40	181	356	0,0196
3	50	190	409	0,0215
4	70	212	514	0,0242

ній діаметр порошку зменшується на 21 % з 167 до 138 мкм (рис. 3,  $\partial$ ). Подальше збільшення витрати супутнього потоку з 48 до 60 м<sup>3</sup>/год не викликає суттєвої зміни гранулометричного складу, середній діаметр частинок зменшується на 6 % з 138 до 129 мкм. При збільшенні витрати супутнього потоку від 36 до 60 м<sup>3</sup>/год доля частинок із розмірами менше 80 мкм збільшується з 32 до 41 % від загальної маси порошку.

Візуальна оцінка процесу розпилення дозволяє побачити, що в загальному випадку підвищення витрати супутнього газу викликає більш інтенсивне стиснення плазмового струменя, що вільно розширюється на виході з сопла, унаслідок чого підвищуються градієнти температур по осі плазмового струменя, протяжність та швидкість його витікання [26]. Проте збільшення витрати супутнього газу можливо до певних умов, що обумовлено конструкцією плазмотрона, а саме внутрішнім перетином системи отворів, через які проходить супутній газ. Також слід зазначити, що при витраті його менше 36 м<sup>3</sup>/год має місце зменшення в середньому на 30...40 % ресурсу роботи внутрішніх деталей плазмотрона, таких як плазмоутворююче та захисне сопла.

При збільшенні зазору між соплами з 3 до 2 мм відбувається зменшення фракційного складу частинок у більш мілкої фракції, середній діаметр частинок зменшується на 18 % з 163 до 138 мкм, а при зазорі 1 мм на 15 % з 138 до 117 мкм (рис. 3, e). При цьому зменшення зазору між соплами з 3 до 1 мм дозволяє значно збільшити долю частинок із розмірами менше 80 мкм з 29 до 48 % від загальної маси порошку.

Зміна зазору з 3 до 2 мм, а потім до 1 мм сприяє зростанню напруги на дузі з 69 до 76 і 84 В відповідно. Це виникає унаслідок зміни кута взаємодії супутнього потоку та аргонової плазми, що призводить до більш інтенсивного локального обтиснення плазмового струменя у місці плавлення та зриву капель розплаву дроту. Це дозволяє значно підвищити швидкість струменя та інтенсивність диспергування, при цьому значно збільшується дисперсність розпилюваних частинок. Проте, аналізуючи зовнішній вигляд розпилюваних частинок, можна побачити, що при зменшенні зазору з 3 до 1 мм має місце збільшення ступеня турбулізації плазмового струменя, що виявляється у інтенсифікації процесу коагуляції крапель при їх зіткненні між собою.

Збільшення глибини занурення з 0 до 0,5 мм дещо збільшує дисперсність розпилюваних частинок, середній їх розмір при цьому зменшується на 5 % з 145 до 138 мкм (рис. 3,  $\mathcal{K}$ ). Подальше збільшення цієї величини до 1,0 мм призводить до не-

значного зменшення розмірів частинок у бік більш мілкої фракції, зміна середнього розміру складає 2 %, тобто зменшення з 138 до 134 мкм. Але якщо розглядати зміну фракційного складу частинок менше 80 мкм, то збільшення глибини занурення катода в інтервалі значень від 0 до 1,0 мм дозволяє незначно підвищити долю цієї фракції з 39 до 41 % від загальної маси порошку.

Зміна глибини занурення з 0 до 0,5 мм, а потім до 1,0 мм сприяє зростанню напруги на дузі з 72 до 76 і 77 В відповідно внаслідок її витягування і це призводить до невеликого росту теплової потужності. Також слід відзначити, що при цьому положення дроту відносно плазмоутворюючого сопла залишається незмінним, що дає змогу зберегти початковий динамічний вплив струменя на торець дроту. Проте подальше збільшення глибини занурення катода погіршує умови стабілізації дуги у середині робочої камери плазмотрона та створює умови для подвійного дугоутворення.

Таким чином, показана можливість управління розмірами частинок отриманого порошку в певному діапазоні значень гранулометричного складу шляхом зміни основних технологічних параметрів плазмово-дугового розпилювання струмопровідного дроту. На прикладі розпилювання струмопровідного дроту із низьковуглецевої сталі ER70S-6 (Св-08Г2С) діаметром 1,6 мм встановлено оптимальний режим, який буде забезпечувати максимальну долю (60...75 %) дрібних фракцій (< 80 мкм), на які є значний попит в області адитивних технологій 3D друку. А саме: струм — 280 А; швидкість подачі дроту — 12,0 м/хв; довжина дугового проміжку — 8 мм; витрата плазмоутворюючого газу — 50 л/хв; витрата супутнього газу — 48 м<sup>3</sup>/год; зазор між плазмоутворюючим та обтискаючим соплами — 1 мм; глибини занурення катода — 1 мм.

В результаті досліджень морфології і мікроструктури частинок отриманого порошку показано, що у всіх досліджених зразках порошку частинки загалом мають правильну сферичну форму, при цьому коефіцієнт сферичності залежить від параметрів процесу та при оптимальних режимах розпилення складає 0,7...0,9. Характерними дефектами в отриманому порошку є сателіти, доля яких для оптимальних режимів розпилення складає в середньому не більше 1...3 %. Також зустрічаються поодинокі частинки неправильної форми та частинки із закритою пористістю.

На рис. 4 приведено порівняльний аналіз зовнішнього вигляду частинок, отриманих при оптимальних та неоптимальних режимах процесу плазмово-дугової сферодизації. Можна побачити,



Рис. 4. Морфологія (*a*, *e*) та мікроструктура (*б*, *e*) порошків фракції 40...80 мкм, отриманих за технологією плазмово-дугового розпилення компактного дроту ER70S-6 при невідповідних (*a*, *б*) та оптимальних (*e*, *e*) режимах: I = 235 A;  $\omega_{n\pi} = 9.5$  м/хв; l = 10 мм;  $G_1$  (аргон) = 30 л/хв;  $G_2$  (повітря) = = 36 м<sup>3</sup>/год (*a*, *б*); I = 235 A;  $V_{n\pi} = 10.5$  м/хв; l = 8 мм;  $G_1$  (аргон) = 40 л/хв;  $G_2$  (повітря) = 48 м<sup>3</sup>/год (*e*, *e*)

що при невідповідних режимах має місце більша кількість дефектних частинок, ступінь їх сферичності є дещо меншою (0,65...0,75). Це пояснюється тим, що при оптимальних режимах плавлення та диспергування розплаву з торця дроту відбувалося переважно по осі плазмового струменя, де має місце значно більший газодинамічний натиск і ступінь концентрації енергії, ніж на периферії, що створює передумови для зміни типу переносу електродного металу з крапельного на струменевий, збільшення кількості дрібнодисперсної фракції, збільшення теплоти її перегріву і, як наслідок, більш досконалої сферичної форми частинок [27].

В цьому аспекті потрібно відмітити, що плазмово-дугове розпилювання сталевого дроту здійснювали в повітряній атмосфері. В даному процесі плавлення торця дроту та диспергування розплаву здійснюється в аргоновій плазмі, однак твердіння та формоутворення частинок порошків відбувається в повітряній атмосфері та у воді, що може бути фактором, який впливає на утворення вказаної долі частинок із закритою пористістю і недосконалої сферичної форми.

## Висновки

1. Показана можливість отримання сферичних порошків шляхом застосування технології плазмово-дугового розпилення струмопровідного дроту із низьковуглецевої сталі діаметром 1,6 мм, в якій нагрів і плавлення електродного матеріалу (анода) здійснювалось в захисній атмосфері аргону, а стиснення і прискорення аргонового плазмового струменя, його захист від перемішування струменя з повітряною атмосферою здійснювалось супутнім високошвидкісним потоком повітря, що подається крізь кільцевий зазор між плазмоутворюючим і захисним соплами плазмотрона. Подальший рух розпилених частинок та їх твердіння здійснювалось в повітряній атмосфері та у воді.

2. З'ясовано, що в загальному випадку при плазмово-дуговій сферодизації струмопровідного дроту з низьковуглецевої сталі основною фракцією є фракція 25...250 мкм, яка складає 95 % від загальної маси порошку, кількість частинок фракції < 25 мкм та 250...315 мкм при оптимальних режимах розпилення знаходиться на досить низькому рівні і не перевищує 5 %.

3. Встановлено, що серед досліджуваних технологічних параметрів найбільший вплив на гранулометричний склад отриманих порошків мають струм, швидкість подачі дроту, довжина дугового проміжку, витрата супутнього газу та зазор між плазмоутворюючим та обтискаючим соплами. Шляхом зміни вказаних параметрів можна керувати гранулометричним складом отриманих порошків у широкому діапазоні значень, а саме, отримувати фракцію порошків менше 80 мкм до 48 % від їх загального об'єму, при цьому середній діаметр частинок може змінюватись в інтервалі 117...184 мкм.

4. Вибрано режим плазмово-дугового розпилювання, який буде забезпечувати зміну гранулометричного складу у бік збільшення вмісту дрібних фракцій (< 80 мкм), на які є значний попит в області адитивних технологій 3D друку: струм — 280 А; швидкість подачі дроту — 12,0 м/хв; довжина дугового проміжку — 8 мм; витрата плазмоутворюючого газу — 50 л/хв; витрата супутнього газу — 48 м<sup>3</sup>/год; зазор між плазмоутворюючим та обтискаючим соплами — 1 мм; глибина занурення катода — 1 мм.

5. Показано, що більшість частинок загалом має правильну сферичну форму, коефіцієнт сферичності порошків складає у середньому 0,7...0,9. В загальній масі отриманих сферичних порошків доля сателітів та поодиноких частинок неправильної форми складає біля 1...3 %.

### Робота виконувалась при підтримці проектів:

*1. GDAS'Project of Science and Technology Development 2021GDASYL-20210302006;* 

2. Strategic project of the Academy of Sciences of Guangdong Province, (GDAS'Project of Science and Technology Development, 2020GDASYL-20200301001), China; 3. The National Key Research and Development Program of China — in the framework of the strategy «One Belt — One Road» (grant number 2020YFE0205300).

### Список літератури

- Sun P., Fang Z., Zhang Y. et al. (2017) Review of the methods for the production of spherical Ti and Ti alloy powder. *JOM*, 69, 1853–1860. https://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5
- Brika S., Letenneur M., Alex-Dion C., Brailovski V. (2020) Influence of particle morphology and size distribution on the powder flowability and laser bed fusion manufacturability of Ti–6Al–4V alloy. *Additive Manufacturing*, **31**, 732–748. https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100929
- Yim S., Bian H., Aoyagi K., Yamanaka K. (2021) Spreading behavior of Ti-48Al-2Cr-2Nb powders in powder bed fusion additive manufacturing process: Experimental and discrete element method study. *Ibid.*, **73**, 337–353. https://doi. org/10.1016/j.addma.2021.102489
- Nie Y., Tang J., Teng J., Ye X. et al. (2020) Particle defects and related properties of metallic powders produced by plasma rotating electrode process (PREP). *Advanced Powder Technology*, **31**, 2912–2920. https://doi.org/10.1016/j.apt.2020.05.018
- Chen G., Zhao S., Tan P. et al. (2018) A comparative study of Ti–6Al–4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization. *Powder Technology*, 333, 38–46. https://doi. org/10.1016/j.powtec.2018.04.013
- 6. Advanced plasma atomization (APA) process. https://www. advancedpowders.com/powders-every-technology
- 7. Advanced plasma atomization process. https://www.ge.com/ additive/plasma-atomization-technology
- Entezarian M., Allaire F., Tsantrizos P. et al. (1996) Plasma atomization: A new process for the production of fine, spherical powders. *JOM*, 48, 53–55. https://doi.org/10.1007/BF03222969
- Петруничев В.А., Кудинов В.В., Кулагин И.Д. (1965) Получение сфероидизированного металлического порошка распылением проволоки. Известия АН СССР. Металлы, 2, 68–94.
- Струков Н.Н., Шицын Ю.Д., Белинин Д.С. (2011) Регулирование размера частиц порошков при плазменном распылении пруткового материала. Вестник ПГТУ, 3, 117–121.
- Bykovskiy O.G., Lapteva A.N., Mischenko S.P., Pasko N.N. (2015) Heat content and structure of particles in plasma spraying with a current-conducting wire. *Welding Inter.*, 30(5), 383–388. https://doi.org/10.1080/09507116.2015.109 0168
- Rusev G.M., Rusev A.G., Ovsyannikov V.V. et al. (2013) Effect of mode parameters of plasma spraying using current-carrying wire on fractional composition of sprayed particles. *The Paton Welding J.*, 1, 44–46. https://doi.org/10.15407/tpwj2013.01.02
- 13. Кудинов В.В. (1966) Нагрев токоведущей проволоки сжатой дугой. Сварочное производство, 4, 11–13.
- Коржик В.М., Хаскін В.Ю., Харламов М.Ю. та ін. (2022) Вплив супутнього обтискаючого потоку повітря на структуру і властивості покриття при плазмово-дуговому напилюванні плавким струмопровідним дротом. Автоматичне зварювання, 2, 3–10.
- Харламов М.Ю., Кривцун И.В., Коржик В.Н. и др. (2008) Влияние рода газа спутного потока на характеристики дуговой плазмы, создаваемой плазмотроном с проволокой-анодом. *Там же*, 6, 19–24.

- Коржик В.Н., Короб М.Ф. (2012) Механизированная линия PLAZER 30PL-W для плазменно-дугового проволочного напыления покрытий на крупногабаритные детали типа «вал». Сварщик, 4, 13–15.
- 17. ISO 2591-1:1988: Test sieving Pt 1: Methods using test sieves of woven wire cloth and perforated metal plate.
- Быковский О.Г., Лаптева А.Н., Фоменко А.В. и др. (2014) Влияние вида материала и технологии распыления на строение плазменной струи и ее давления на подложку. *Сварщик*, 3, 39–41.
- 19. ISO 9276-6:2008: Representation of results of particle size analysis Pt 6: *Descriptive and quantitative representation of particle shape and morphology*.
- Сытников Н.Н. (1987) Влияние скорости подачи стальной проволоки на характер распыления металла плазменной струей. Автоматическая сварка, 8, 63–64.
- Карп И.Н., Рудой А.В. (1991) Влияние скорости подачи стальной проволоки на диспергирование металла воздушной струей. *Там же*, 10, 36–38.
- 22. Кудинов В.В. (1966) Нагрев токоведущей проволоки сжатой дугой. *Сварочное производство*, **4**, 11–13.
- Бобров Г.В., Привезенцев В.И., Умнова Л.В. (1965) Образование частиц при плавлении проволоки в плазменном потоке. Порошковая металлургия, 1, 79–86.
- 24. Краснов А.Н. (1965) Плазменное распыление вольфрама. *Там же*, **3**, 1–5.
- 25. Краснов А.Н. (1965) Плазменное распыление молибдена. *Там же*, **1**, 1–5.
- Gulyaev I.P., Gulyaev P.Yu., Korzhyk V.N. et al. (2015) Experimental investigation of process of plasma-arc wire spraying. *The Paton Welding J.*, 3–4, 36–41. https://doi.org/10.15407/ tpwj2015.03.04
- Петруничев В.А., Титков В.В. (1977) К механизму плазменного распыления проволоки. Физика и химия обработки материалов, 1, 14–16.

### References

- Sun, P., Fang, Z., Zhang, Y. et al. (2017) Review of the methods for the production of spherical Ti and Ti alloy powder. *JOM*, **69**, 1853–1860. DOI: https://doi.org/10.1007/ s11837-017-2513-5
- Brika, S., Letenneur, M., Alex-Dion, C., Brailovski, V. (2020) Influence of particle morphology and size distribution on the powder flowability and laser bed fusion manufacturability of Ti–6Al–4V alloy. *Additive Manufacturing*, **31**, 732–748. DOI: https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100929
- Yim, S., Bian, H., Aoyagi, K., Yamanaka, K. (2021) Spreading behavior of Ti–48Al–2Cr–2Nb powders in powder bed fusion additive manufacturing process: Experimental and discrete element method study. *Ibid.*, **73**, 337–353. DOI: https:// doi.org/10.1016/j.addma.2021.102489
- Nie, Y., Tang, J., Teng, J., Ye, X. et al. (2020) Particle defects and related properties of metallic powders produced by plasma rotating electrode process (PREP). *Advanced Powder Technology*, **31**, 2912–2920. DOI: https://doi.org/10.1016/j.apt.2020.05.018
- Chen, G., Zhao, S., Tan, P. et al. (2018) A comparative study of Ti–6Al–4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization. *Powder Technology*, 333, 38–46. DOI: https://doi. org/10.1016/j.powtec.2018.04.013
- 6. *Advanced plasma atomization (APA) process*. https://www.advancedpowders.com/powders-every-technology
- 7. Advanced plasma atomization process. https://www.ge.com/additive/plasma-atomization-technology

- Entezarian, M., Allaire, F., Tsantrizos, P. et al. (1996) Plasma atomization: A new process for the production of fine, spherical powders. *JOM*, 48, 53–55. DOI: https://doi.org/10.1007/BF03222969
- Petrunichev, V.A., Kudinov, V.V., Kulagin, I.D. (1965) Producing of spheroidized metallic powder by wire spraying. Izvestiya AN SSSR. Metally, 2, 68–94 [in Russian].
- Strukov, N.N., Shitsyn, Yu.D., Belinin, D.S. (2011) Controlling of powder particle size in plasma spraying of bar material. Vestnik PGTU, 3, 117–121 [in Russian].
- Bykovskiy, O.G., Lapteva, A.N., Mischenko, S.P., Pasko, N.N. (2015) Heat content and structure of particles in plasma spraying with a current-conducting wire. *Welding Inter.*, 30(5), 383–388. DOI: https://doi.org/10.1080/09507116. 2015.1090168
- Rusev, G.M., Rusev, A.G., Ovsyannikov, V.V. et al. (2013) Effect of mode parameters of plasma spraying using current-carrying wire on fractional composition of sprayed particles. *The Paton Welding J.*, 1, 44–46. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwi2013.01.02
- Kudinov, V.V. (1966) Heating of current-conducting wire by constricted arc. Svarochn. Proizvodstvo, 4, 11–13 [in Russian].
- Korzhyk, V.M., Khaskin, V.Yu., Yao Yuhui et al. (2022) Influence of accompanying compressing air flow on the coating structure and properties in plasma-arc spraying by consumable current-conducting wire. *The Paton Welding J.*, 2, 3–10. DOI: https://doi.org/10.37434/tpwj2022.02.01
- 15. Kharlamov, M.Yu., Krivtsun, I.V., Korzhik, V.N. et al. (2008) Effect of the type of concurrent gas flow on characteristics of the arc plasma generated by plasmatron with anode wire. *Ibid.*, **6**, 14–18.
- Korzhik, V.N., Korob, M.F. (2012) Mechanized line PLAZER 30PL-W for plasma-arc wire spraying of coatings on largesized parts of «shaft» type. Svarshchik, 4, 13–15 [in Russian].

- 17. ISO 2591-1:1988: Test sieving Pt 1: Methods using test sieves of woven wire cloth and perforated metal plate.
- Bykovsky, O.G., Lapteva, A.N., Fomenko, A.V. et al. (2014) Influence of material kind and technology of spraying on plasma jet structure and its pressure on substrate. *Svarshchik*, 3, 39–41 [in Russian].
- 19. ISO 9276-6:2008: Representation of results of particle size analysis Pt 6: *Descriptive and quantitative representation of particle shape and morphology*.
- Sytnikov, N.N. (1987) Influence of steel wire feed speed on nature of metal spraying with plasma jet. *Avtomatich. Svarka*, 8, 63–64 [in Russian].
- Karp, I.N., Rudoj, A.V. (1991) Influence of steel wire feed speed on dispersion of metal by air jet. *Ibid.*, 10, 36–38 [in Russian].
- Kudinov, V.V. (1966) Heating of current-conducting wire by constricted arc. *Svarochn. Proizvodstvo*, 4, 11–13 [in Russian].
- Bobrov, G.V., Privezentsev, V.I., Umnova, L.V. (1965) Formation of particles in melting of wire in plasma jet. *Poroshk. Metallurgiya*, 1, 79–86 [in Russian].
- 24. Krasnov, A.N. (1965) Plasma spraying of tungsten. *Ibid.*, **3**, 1–5 [in Russian].
- Krasnov, A.N. (1965) Plasma spraying of molybdenum. *Ibid.*, 1, 1–5 [in Russian].
- Gulyaev, I.P., Gulyaevő P.Yu., Korzhykő V.N. et al. (2015) Experimental investigation of process of plasma-arc wire spraying. *The Paton Welding J.*, **3–4**, 36–41. DOI: https:// doi.org/10.15407/tpwj2015.03.04
- Petrunichev, V.A., Titkov, V.V. (1977) To mechanism of wire plasma spraying. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, 1, 14–16 [in Russian].

# INFLUENCE OF THE PARAMETERS OF THE PROCESS OF PLASMA-ARC SPHEROIDIZATION OF CURRENT-CONDUCTING WIRE FROM LOW-CARBON STEEL ON THE GRANULOMETRIC COMPOSITION OF THE PRODUCED POWDERS D.V. Strogonov<sup>2</sup>, V.M.Korzhyk<sup>1, 2</sup>, Yi Jianglong<sup>2</sup>, A.Yu. Tunik<sup>2</sup>, O.M. Burlachenko<sup>2</sup>, A.O. Alyoshyn<sup>3</sup> <sup>1</sup>China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology. 510650, Guangzhou, China. E-mail: patonjournal@gwi.gd.cn <sup>2</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The possibility of producing spherical powders by application of the technology of plasma-arc sputtering of current-conducting wire of 1.6 mm dia. from low-carbon steel was experimentally confirmed. It was found that at different parameters of plasma arc sputtering in the general case the main fraction of the powder is  $25...250 \mu$ m fraction, which amounts to 95 % of the powder overall volume, quantity of particles of < 25 and  $250...315 \mu$ m fractions in optimum sputtering modes is at a rather low level and is not more than 5 %. The plasma-arc sputtering mode was selected, which will ensure a change of the granulometric composition towards increase of the content of fine fractions ( $< 80 \mu$ m), which are in great demand in the field of additive 3D printing technologies: current — 280 A; wire feed rate — 12.0 m/min; arc gap length — 8 mm; plasma gas flow rate — 50 l/min; concurrent gas flow rate — 60 m<sup>3</sup>/h; gap between plasma-forming and compression nozzle — 1 mm; cathode immersion depth — 1 mm. The shape and structure of the atomized particles was studied, most of which generally have a regular spherical shape. Here, the sphericity coefficient depends on process parameters and is equal to 0.7...0.9 on average at optimal sputtering modes. In the total mass of the obtained spherical powders the share of satellites and isolated particles of an irregular shape is close to 1...3 %. Ref. 27, Tabl. 3, Fig. 4.

Key words; current-conducting wire; plasma-arc sputtering; melt dispersion; powder spheroidization; solidification; spherical powder; mode parameters; granulometric composition

Надійшла до редакції 17.06.2022

# ДОСЛІДЖЕННЯ ЯКОСТІ ЗЛИВКІВ ЦИРКОНІЄВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Zr–Nb–Ti, ВИПЛАВЛЕНИХ СПОСОБОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ПЕРЕПЛАВУ З ВИТРАТНИМ ЕЛЕКТРОДОМ

# О.Є. Капустян, Т.О. Акритова

Національний університет «Запорізька політехніка». 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64. E-mail: aek@zntu.edu.ua

Досліджено хімічний склад зливків цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti, виплавлених способом однократного вакуумно-дугового переплаву в мідний кристалізатор витратних електродів, що попередньо отримували способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі. Оцінено вміст основних легуючих елементів та кисню. Встановлені коефіцієнти переходу елементів шихти при вакуумно-дуговому переплаві з витратним електродом. Встановлено, що вміст основних легуючих елементів в зливках відповідає їх розрахунковому складу. Досліджено хімічний склад зливків сплаву системи Zr–Nb–Ti та показано, що матеріал характеризується досить високою однорідністю по всій структурі зливка без ознак зональної ліквації. Дослідження металу зливка методом ультразвукової дефектоскопії сплаву показало відсутність внутрішніх дефектів структури. Таким чином, комплексна технологія є ефективним способом отримання зливків цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti, усуває недоліки інших чинних технологій та забезпечує отримання якісних зливків. Бібліогр. 16, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: вакуумно-дуговий переплав; цирконієвий сплав; зливок; хімічний склад; коефіцієнт переходу; якість; технологія

Вступ. Досвід технологічного розвитку промислово розвинених країн показує, що функціональні матеріали відіграють велику роль у забезпеченні конкурентоспроможності промислових виробів. Функціональні матеріали знаходять застосування у різних галузях і зокрема у медицині. Ці матеріали мають цілком певні фізичні та хімічні властивості, які найчастіше реалізуються у вузькому діапазоні хімічного складу та параметрів структури. Широко поширені медичні сплави на кобальто-хромовій основі з підвищеними корозійною стійкістю та параметрами експлуатаційних характеристик [1]. Найбільше застосування в медицині знайшли функціональні матеріали на базі титану з ефектом пам'яті форми [2], в яких, з практичної точки зору, цікава така основна функціональна властивость, як оборотна деформація величини межі плинності [3]. Останнім часом до цих характеристик додався модуль нормальної пружності і у світі йде розробка та вдосконалення низькомодульних сплавів [4, 5]. При цьому на заміну сплавів на основі титану приходять сплави на основі цирконію [6]. Застосування сплавів такого типу у медицині пов'язане з можливістю забезпечення високої хімічної сумісності та підвищеного рівня механічної сумісності [7].

За своїми металургійними, теплофізичними й термодинамічними характеристиками титан відрізняється від цирконію. Це очікувано впливає на їх поведінку при виробництві зливків. Тому при виробництві таких сплавів рекомендують використовувати лігатури, фізичні властивості яких близькі до властивостей цирконію. Відсутність комплексної лігатури для сплаву системи Zr–Nb–Ti вимагає ретельного вибору і підготовки вихідних шихтових компонентів, схем та режимів переплаву.

Складність металургійного виробництва зливків та подальшої деформаційної обробки є гальмівним фактором для широкого розповсюдження функціональних матеріалів [8, 9]. Тому розробка технології виробництва та підвищення якості зливків низькомодульних цирконієвих сплавів є актуальним завданням.

В роботі [10] показано, що з найбільш поширених методів, з урахуванням специфіки шихтових матеріалів, а також отримання зливка низькомодульного цирконієвого сплаву, найбільш перспективною є схема, що включає вакуумно-дуговий переплав (ВДП) з попереднім отриманням витратного електрода з різнофракційної та різнокомпонентної шихти. До недоліків ВДП відноситься: необхідність отримання витратного електрода, що вимагає потужного коштовного обладнання для підготовки та пресування шихти; обмежений діапазон регулювання швидкості переплаву і, як наслідок, часу існування ванни рідкого металу, що при легуванні тугоплавкими елементами такими як Nb, останні можуть не досягати повного розчи-

© О.Є. Капустян, Т.О. Акритова, 2022

О.Є. Капустян — http://orcid.org/0000-0002-8979-8076, Т.О. Акритова — https://orcid.org/0000-0002-7632-0807

нення в об'ємі рідкої ванни й вплавляються у вже твердий метал на дні ванни.

Є відомості [11], що за хімічним складом, якістю поверхні, внутрішньою структурою та механічними властивостями цирконієвий сплав, отриманий способом подвійного ВДП, має переваги перед сплавом, отриманим способом ЕПП. Однак причини та фактори, за рахунок чого досягаються вказані переваги, в роботі не наведено. Отримання більш дрібнозернистої та однорідної структури у зливках ВДП покращує технологічні властивості при деформаційній обробці та полегшує досягнення високих показників механічних властивостей напівфабрикатів [12].

Однократний переплав з невитратним електродом у гарнісажній печі дозволяє отримувати заданий хімічний склад по всьому перетину зливків, але не забезпечує необхідний рівень однорідності для виробництва напівфабрикатів із цирконієвих сплавів подальшою гарячою деформацією [13]. Це обумовлено рядом причин.

По-перше, сплав системи Zr–Nb–Ti характеризується наявністю значного вмісту легуючих компонентів (близько 40 %), фізичні властивості яких істотно відрізняються. Введення цих компонентів у сплав в чистому вигляді може провокувати їх розподіл при плавленні в металевій ванні з подальшим формуванням хімічної неоднорідності. Це призводить до неоднакової температури поліморфного перетворення різних зон, нерівномірному їх зміцненню і, як наслідок, неоднорідності механічних властивостей сплаву. В своєю чергу це може бути основною причиною розтріскування зливка при куванні.

По-друге, висока активність цирконію та титану призводить до можливості протікання фізико-хімічних процесів взаємодії з газами атмосфери навіть у твердому стані. Тому оксиди та нітриди можуть утворюватися на всіх етапах технологічної переробки і зокрема при деформаційній обробці, що включає нагрів до високих температур, і при термічній обробці між операційними переходами з метою зняття залишкових напружень. Це призводить до посилення взаємодії поверхні металу з атмосферою і може супроводжуватися утворенням в ній крихких структурних складових. При наявності хімічної неоднорідності це призводить до ще більш нерівномірного зміцнення і неоднорідності механічних властивостей сплаву.

Дане дослідження є продовженням раніше виконаних робіт і показує результати плавлення комбінованим способом (ВДП з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі та наступний ВДП в мідний кристалізатор електрода, що витрачається) низькомодульного сплаву системи Zr–Nb–Ti. Досліджували хімічний склад зливків та оцінювали їх гомогенність з метою подальшого порівняння зі сплавом, отриманим способом ЕПП. Матеріали та методики досліджень. Дослідження проводили на зливках зі сплаву системи Zr– Nb–Ti діаметром 120 мм та висотою 100 мм, отриманих способом ВДП з витратним електродом за технологічною схемою, яка розроблена в НДЦ «Титан Запоріжжя» НУ «Запорізька політехніка» [14]. Цей сплав можна застосовувати як для лиття, так і для подальшої деформації. Електроди виготовляли шляхом з'єднання зливків, отриманих способом переплаву з невитратним електродом у гарнісажній печі за технологічною схемою НДЦ «Титан Запоріжжя». Як вихідні шихтові матеріали використовували цирконій КТЦ-100, ніобій НбШ 1 і титанову губку ТГ-90 [10]. Хімічний склад витратних електродів, мас. %: 59,95 Zr; 20,95 Nb; 18,98 Ti; 0,12 O.

Для дослідження наявності в зливках зі сплаву цирконію внутрішніх дефектів у вигляді неметалевих включень, пор і несуцільностей використовували метод ультразвукової дефектоскопії. Дослідження проводили за допомогою ультразвукового дефектоскопа УД4-Т «Томографик» ехоімпульсним методом при контактному варіанті контролю на базі ТОВ «Запорізький титано-магнієвий комбінат» (рис. 1). При контролі зливка використовували перетворювач ультразвуковий П111-5К6 ПЭП частотою 5 МГц.

З метою оцінки якості зливків сплаву Zr-Nb-Ti та можливостей використання комплексної технології для отримання заготовок імплантатів проводився кількісний елементний аналіз в різних частинах зливка (верхньої, середньої та нижньої). Для цього зливки розрізали посередині у поперечному напрямі та механічно обробляли до шорсткості поверхні не більше Ra 2,5 за ГОСТ 2789-73. Для кількісної оцінки однорідності хімічний склад визначали в центрі, на половині радіуса і від краю зливків в кожній частині (рис. 2). Для аналізу вмісту кисню вирізали зразки діаметром 4...5 мм та висотою 0,5...1,5 мм. Механічну обробку зливка здійснювали: токарну — на токарно-гвинторізному верстаті 16К20, різання — на горизонтально-фрезерному верстаті моделі 6Р81.

Визначення елементного складу зразків методом рентгеноспектрального мікроаналізу



Рис. 1. Дефектоскоп ультразвуковий УД4-Т «Томографик»

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 -



Рис. 2. Схема аналізу хімічного складу дослідних зразків: + — місця визначення

проводили на базі аналітичного комплексу, що складався з електронного растрового мікроскопа JSM-IT300LV (Jeol, Japan), укомплектованого рентгенівським енергодисперсійним спектрометром (ЕДС) X-Max 80 (Oxford Intruments, United Kingdom) для аналізу елементів (від берилію до урану) із зображенням усього найденого спектра в режимі реального часу. Енергетична роздільна здатність по енергії на лініях спектру  $MnK_{a} E =$ = 123 еВ, діаметр електронного зонда — 4 мкм. Дослідження проводили при прискорювальній напрузі 15 кВ, діаметр зони збудження рентгенівських променів становив близько 2 мкм. Хімічний склад було визначено за нестандартними методами розрахунку основних параметрів, а саме: з розрахунку поправки коефіцієнта відбивання електронів зонда, поглинання характерного рентгенівського випромінювання та флуоресценції. Вміст елемента втілення (кисню), що є важливим для механічних та спеціальних властивостей спла-



Рис. 3. Зовнішній вигляд зливка сплаву системи Zr–Nb–Ti після виплавки

ву (пластичності та модуля пружності) визначали відповідно за допомогою газоаналізатора моделі TC-500 (LECO, США) з використанням методу відновного плавлення зразка в інертному газі.

Результати експериментів та їх аналіз. В результаті плавок отримано чотири зливки дослідного сплаву діаметром 120 мм, висотою 105 мм. Усі поверхні зливків були ретельно оглянуті. Візуальний огляд показав, що бокова поверхня отриманого зливка гладка, чиста, підвищена концентрація домішкових елементів на поверхні у вигляді окисненого шару відсутня. Середня глибина поверхневих дефектів типу «груба поверхня» становила не більше 2 мм, дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлень по всій поверхні зливка в стаціонарний період плавки відсутні (рис. 3).

Спочатку на токарному верстаті шляхом торцювання видаляли головну з усадковою раковиною (до 3,0 мм) і донну (до 2,0 мм) частини зливків. При обточуванні видаляли шар до 5 мм, після чого зливки механічно обробляли й аналізували розподіл елементів за перетином. Стружку збирали, щоб після хімічного очищення та сушки повторно використовувати як вихідний матеріал для виплавки заготовок.

При дослідженні зливків методом ультразвукової дефектоскопії встановлено, що внутрішня структура зливків щільна, несуцільностей, усадочних раковин, пористості та великих неметалевих включень не виявлено.

Результати дослідження хімічного складу зливків сплаву Zr–Nb–Ti, одержаних способом комбінованого плавлення, представлені в таблиці.

Згідно з аналізом хімічного складу металу однозначно встановлено, що цирконій, ніобій, титан і кисень по висоті та перетину розглянутого зливка розподілені рівномірно, без ознак зональної ліквації. Характерної для зливків ВДП сегрегації легуючих елементів [16] не встановлено, зливки характеризуються високою однорідністю хімічного складу. За основними компонентами склад зливка витримано в межах від 0,54 до 1,13 мас. %. Максимальне відхилення їх вмісту складає, мас. %: Zr — 1,13; Nb — 0,54; Ti — 0,84. Відхилення у вмісті елементів різних частин зливка пояснюється нестаціонарними режимами на початку і в кінці плавки та знаходиться в межах похибки аналізу. Показано, що середній склад зливків відповідає марочному складу прутків ZTNB-5 згідно ТУ У 24.4-43658421-001:2020.

Зливки характеризуються високою повторюваністю та рівномірністю концентрації кисню по висоті, що змінювалася в межах 0,003 %. Така різниця концентрацій порівняна з помилкою аналізу (ДСТУ 8920:2019). Для даних зливків вміст контрольованої домішки (кисню) визначається головним чином якістю сировини. Підвищений вміст кисню

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022

Частина зливка	Місце відбору проб	Zr	Nb	Ti	0
	0R	60,88	20,62	18,4	
Damy	0,5 <i>R</i>	60,00	20,71	19,19	0.0045
верх	R	59,84	21,04	19,02	0,0945
	Середнє	60,24	20,79	18,87	
	0R	59,75	21,16	18,99	
Conorrigio	0,5 <i>R</i>	60,06	20,95	18,89	0.0068
Середина	R	59,75	21,14	19,01	0,0968
	Середнє	59,85	21,07	18,98	
	0R	60,50	21,05	18,35	
Uuo	0,5 <i>R</i>	60,21	20,91	18,78	0.0002
ПИЗ	R	60,55	20,82	18,53	0,0993
	Середнє	60,42	20,93	18,55	
Середнє	-	60,17	20,93	18,80	0,0969
ТУ У 24.4-436	58421-001:2020 [1]	60,065,0	18,021,0	18,021,0	*

Розподіл основних легуючих елементів і домішок в зливках цирконієвого сплаву Zr-Nb-Ti, мас. %

*Примітка*: 0*R* — вісь зливка; 0,5*R* — середина радіусу; *R* — периферійна зона (5 мм від поверхні зливка) (див. рис. 2); наведено усереднений склад елементів за результатами п'яти вимірювань для кожної з чотирьох плавок; \* — допускається наявність не більше 0,4 % бора.

спостерігається в нижній частині зливка. Це можна пояснити тим, що в початковий період плавки відбувається випаровування вологи зі стін плавильної камери, поверхні кристалізатора і т.п. В результаті в плавильній камері підвищується концентрація парів води, які частково потрапляють в стовп електричної дуги та розкладаються на водень і кисень. Останні активно взаємодіють з розплавленим металом. Зменшення вмісту кисню від нижньої до верхньої частини від 0,0993 до 0,0945 % викликано ймовірним зниженням його концентрації в атмосфері печі через взаємодію з металом і вакуумуванням камери. Привертає на себе увагу те, що в виплавлених зливках концентрація кисню, що є шкідливою домішкою, підвищилась в середньому на 0,01 % у порівнянні з вихідною концентрацією у витратних електродах, що можна пояснити натіканням при плавці. Верхня концентрація кисню практично узгоджується з даними, що отримані в зливках цирконієвого сплаву Zr1Nb після двійного ВДП (О ≤ 0,93 %) [11]. Кількість кисню в сплаві залежить від вихідного вмісту кисню в витратному електроді, а в роботі в якості шихти використовували прутки йодидного цирконію, в яких концентрація кисню в три рази нижче, ніж у сплаві КТЦ-100, що використовувався у цих дослідженнях [10].

Однорідний склад і незначна сегрегація в різних місцях зливка показують, що технологічна схема процесу одержання зливків є цілком обґрунтованою.

Порівняння даних хімічного складу витратних електродів і таблиці дозволило встановити, що хімічний склад зливків відповідав вимогам поставленого завдання, та розрахувати коефіцієнти переходу елементів лігатури: Zr — 1,00; Nb — 0,998; Ti — 0,995.

Аналіз результатів металографічних досліджень (рис. 4) дозволив встановити, що структура отриманого сплаву є дрібнодисперсною, дефектів металургійного характеру та різниці в мікроструктурі по перетину зливка не виявлено.

Застосування способу комплексного ВДП дозволило ефективно покращити хімічний склад зливків цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti та отримати зливки сплавів цієї системи однорідні за хімічним складом по їх висоті й перетину. При першому ВДП відбулося попереднє усереднення хімічного складу та очищення сплаву від легколетючих і неметалевих домішок. Другий ВДП забезпечив гомогенність легуючих компонентів по висоті та перетину зливка, більш однорідну структуру й подальше очищення від неметалевих домішок.

Розроблено та випробувано нову технологічну схему виробництва зливків цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti для імплантатів способом ВДП із попереднім отриманням витратного електрода способом ВДП з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі.

Отримано сплав заданого складу типу Zr–Nb–Ti. Якість виплавлених зливків висока та відповідає за хімічним складом сплаву, заявленому в патен-



Рис. 4. Мікроструктура дослідного зливка, отриманого способом ВДП

ті [6]. Вони можуть бути піддані деформаційній обробці з метою отримання напівфабрикатів — слябів, листів, прутків зі спеціальними властивостями. Однорідний хімічний склад з незначною сегрегацією показує, що технологія процесу виплавки зливка є цілком обґрунтованою.

Показано, що ВДП з витратним електродом дозволяє отримувати хімічно однорідні зливки сплавів цирконію. Дані хімічного аналізу показують достатню рівномірність розподілу легуючих елементів (титану, ніобію) та кисню, тобто сплав є гомогенним. Таким чином показана перспективність використання комбінованого способу для отримання зливків цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti.

Отримані результати можуть бути використані для подальшого виготовлення заготовок зі зливків цирконієвих сплавів. Продовження науково-дослідних робіт та дослідно-промислових експериментів йтиме у напрямі підвищення якості вихідних зливків ВДП, режимів деформації та термічної обробки здобутих з них напівфабрикатів. Тому подальші роботи будуть спрямовані на вивчення закономірностей розподілу хімічних елементів, структуроутворення зливків після деформаційної обробки (кування, катання, волочіння), відпрацювання режимів деформаційної обробки та дослідження фізико-механічних та корозійних властивостей металу після кожної стадії технологічного переділу.

# Висновки

1. Виконано контрольні плавлення за комбінованою технологією способом вакуумно-дугового переплаву із попереднім отриманням витратного електрода способом ВДП з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі, які підтвердили повторюваність процесу отримання зливків заданого хімічного складу на основі цирконію. Хімічний аналіз показав достатню рівномірність розподілу титану, ніобію та кисню по висоті та поперечному перерізу зливків, тобто сплав є гомогенним. Це говорить про якість отриманих зразків. Відхилення вмісту елементів є незначним і типовим для формування зливків. Оцінка переходу елементів сплаву дозволила встановити коефіцієнти переходу для Zr (1,00), Nb (0,998), Ti (0,995).

2. Способом вакуумно-дугового переплаву литих витратних електродів отримані зливки цирконієвого сплаву з якісною боковою поверхнею по всій висоті. Проведено дослідження якості зливків діаметром 120 мм методом ультразвукової дефектоскопії. Дефектів структури у внутрішньому об'ємі зливків не виявлено.

3. Однорідний хімічний склад з незначною сегрегацією показує, що технологія процесу виплавки зливка є цілком обґрунтованою. Це повинно забезпечити високий рівень, рівномірність та повторюваність експлуатаційних властивостей напівфабрикатів, що виготовляються з литих заготовок. Отримані способом вакуумно-дугового плавлення із попереднім виготовленням витратного електрода способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі зливки дослідного цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti можна рекомендувати для виробництва деформованих напівфабрикатів зі спеціальними властивостями за ТУ У 24.4-43658421-001:2020.

### Список літератури

- 1. Максюта И.И., Квасницкая Ю.Г., Лашнева В.В. (2011) Технологические процессы получения высокорафинированных медицинских сплавов на кобальто-хромовой основе. *Современная электрометаллургия*, **3**, 46–50.
- 2. Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф. (2006) *Ни*келид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск, МИЦ.
- Костин В.А., Григоренко Г.М. (2019) Компьютерное моделирование структурных превращений в сплавах с эффектом памяти формы. Современная электрометаллургия, 2, 50–58.
- 4. Shun Guo, Qingkun Meng, Xinging Zhao et al. (2015) Design and fabrication of metastable  $\beta$ -type titanium alloy with ultralow elastic modulus and high strength. *Scientific Reports*, **5**, 14688.
- Гриб С.В., Илларионов А.Г., Попов А.А., Ивасишин О.М. (2014) Разработка и исследование структуры, физико-механических свойств низкомодульных сплавов системы Ti–Zr–Nb. Физика металлов и металловедение, 115(6), 638–647.
- Івасишин О.М., Скиба І.О., Карасевська О.П., Марковський П.Є. (2013) Біосумісний сплав із низьким модулем пружності на основі системи цирконій-титан (варіанти). Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України. Україна, Пат. 102455.
- Капустян О.С., Овчинников О.В., Волчок І.П. (2020) Дослідження можливості застосування Zr–Ti–Nb сплавів замість титанового сплаву Ti–6Al–4V для виробів біомедичного призначення. Вісник ХНАДУ, 9(1), 15–22.
- 8. Березос В.А., Тригуб Н.П. (2011) Получение сплавов с эффектом памяти формы на основе титана способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **4**, 6–8.
- Северин А.Ю., Березос В.А., Пикулин А.Н. (2015) Деформационная обработка сплава Ті–Ni с эффектом памяти формы, полученного способом электронно-лучевой плавки. *Там же*, 1, 18–20.
- Овчинников О.В., Капустян О.Є. (2020) Технології виплавки зливків цирконієвого сплаву способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у гарнісажній печі. Сучасна електрометалургія, 4, 32–38.
- Ажажа В.М., Болков А.Ф., Борц Б.В. и др. (2005) Вакуумно-дуговой способ получения трубной заготовки из сплава Zr1%Nb. Вопросы атомной науки и техники. Серия: физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение, 5, 110–114.
- Пилипенко Н.Н. (2009) Конструкционные материалы для элементов оборудования ядерно-энергетических установок. Вісник Харківського університету. Серія фізична «Ядра, частинки, поля», 42(2), 44–50.
- Капустян О.Є., Овчинникова І.А. (2021) Отримання деформованих напівфабрикатів цирконієвого сплаву із зливків, виплавлених способом дугового переплаву з не-

витратним електродом у гарнісажній печі. Сучасна електрометалургія, **3**, 16–22.

- Капустян О.С., Овчинникова І.А., Ждан В.А., Савонов Ю.М. (2022) Технологія виплавки зливків цирконієвого сплаву способом вакуумно-дугового переплаву з витратним електродом. *Там само*, 1, 40–46.
- Технічні умови України (2020) ТУ У 24.4-43658421-001:2020: Прутки зі сплаву на основі системи цирконійтитан–ніобій. Київ, ДП «УКРМЕТРТЕСТСТАНДАРТ».
- Бояршинов В.А., Шалимов А.Г., Щербаков А.И. и др. (1979) Рафинирующие переплавы стали и сплавов в вакууме. Москва, Металлургия.

#### References

- Maksyuta, I.I., Kvasnitskaya, Yu.G., Lashneva, V.V. (2011) Methods for producing highly refined cobalt-chromium based alloys for medical purposes *Advances in Electrometallurgy*, 3, 185–190.
- Gunter, V.E., Khodorenko, V.N., Yasenchuk, Yu.F. (2006) Titanium nickelide. *New generation medical material*. Tomsk, MITs [in Russian].
- Kostin, V.A., Grigorenko, G.M. (2019) Computer modeling of structural transformations in shape memory alloys. *Sovrem. Elektrometall.*, 2, 50–58 [in Russian].
- Shun, Guo, Qingkun, Meng, Xinging, Zhao et al. (2015) Design and fabrication of metastable β-type titanium alloy with ultralow elastic modulus and high strength. *Scientific Reports*, 5, 14688.
- Gryb, S.V., Illarionov, A.H., Popov, A.A., Ivasishin, O.M. (2014) Development and research of structure, physical and mechanical properties of low-modulus alloys of Ti–Zr–Nb system. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 115(6), 638–647 [in Russian].
- Ivasyshyn, O.M., Skyba, I.O., Karasevska, O.P., Markovskyi, P.Ye. (2013) *Biocompatible alloy with low modulus of elasticity based on zirconium–titanium system (options)*. Pat. 102455 Ukraine, IMP [in Ukrainian].

- 7. Kapustian, O.Ye., Ovchynnykov, O.V., Volchok, I.P. (2020) Investigation of the possibility of using Zr–Ti–Nb alloys instead of titanium alloy Ti–6Al–4V for biomedical products. *Visnyk KhNADU*, 91(1), 15–22 [in Ukrainian].
- 8. Berezos, V.A., Trigub, N.P. (2011) Producing shape memory titanium alloys by electron beam melting with a cold hearth. *Advances in Electrometallurgy*, **4**, 207–210.
- Severin, A.Yu., Berezos, V.A., Pikulin, A.N. (2015) Deformational treatment of shape memory alloy Ti–Ni, produced by electron beam melting method. *Sovrem. Elektrometall.*, 1, 18–20.
- Ovchynnykov, O.V., Kapustian, O.Ye. (2020) Technologies for smelting zirconium alloy ingots by vacuum arc remelting with a non-consumable electrode in a skull furnace. *Suchasna Elektrometal.* 4, 32–38 [in Ukrainian].
- Azhazha, V.M., Bolkov, A.F., Borts, B.V. et al. (2005) Vacuum-arc method for producing a pipe billet from an alloy Zr1%Nb. Voprosy Atomnoi Nauki i Tekhniki. Seriia: Physics of radiation damages and radiation materials science, 5, 110–114 [in Russian].
- 12. Pilipenko, N.N. (2009) Structural materials for equipment elements of nuclear power plants. *VKhU. Seriia fizychna «Iadra, chastynky, polia»*, 42(2), 44–50 [in Russian].
- Kapustian, O.Ye., Ovchynnykova, I.A. (2021) Manufacturing of deformed semi-finished zirconium alloy products from ingots melted by the method of nonconsumable electrode arc remelting in a skull furnace. *Suchasna Elektrometal.*, 3, 16–22 [in Ukrainian].
- Kapustian, O.Ye., Ovchynnykova, I.A., Zhdan, V.A., Savonov, Yu.M. (2022) Technology for smelting zirconium alloy ingots by vacuum arc remelting with consumable electrode. *Ibid.*, 1, 40–46 [in Ukrainian].
- 15. (2020) TU U 24.4-43658421-001:2020: Alloy bars based on the zirconium-titanium-niobium system. DP «UKRMETRT-ESTSTANDART», Kyiv, Ukraine [in Ukrainian].
- Boyarshinov, V.A., Shalimov, A.H., Shcherbakov, A.Y. et al. (1979) *Refining remelting of steel and alloys in vacuum*. Moskow, Metallurgiya [in Russian].

# COMPOSITION OF ZIRCONIUM ALLOY INGOTS OF Zr–Nb–Ti SYSTEM MELTED BY INTEGRATED VACUUM-ARC TECHNOLOGY O.Ye. Kapustian, T.O. Akrytova National University «Zaporizhzhsia Polytekhnika».

64 Zhukovskyi Str., 69063, Zaporizhzhia, Ukraine. E-mail: aek@zntu.edu.ua

The chemical composition of zirconium alloy ingots of the Zr–Nb–Ti system was studied. The ingot of the experimental zirconium alloy was smelted by the method of complex melting. Ingots with a diameter of 120 mm were obtained by a single vacuum-arc remelting in a copper crystallizer of consumable electrodes with a diameter of 50 mm, previously obtained by vacuum-arc remelting with a non-consumable electrode in a vacuum arc furnace. This method allows obtaining chemically homogeneous ingots. The content of the main alloying elements was assessed using a scanning microscope, and of oxygen — using a gas analyzer. The transition coefficients of the charge elements at vacuum-arc remelting with a consumable electrode are determined. It is established that the content of the main alloying elements in the ingots of vacuum-arc remelting corresponds to their estimated composition. The chemical composition of Zr–Nb– Ti alloy ingots was studied, and it was shown that the material is characterized by a fairly high homogeneity throughout the ingot structure without signs of zonal segregation. The results of the microanalysis established the absence of heterogeneity in the study area. Examination of the ingot metal by ultrasonic flaw detection of the alloy showed the absence of internal structural defects. Thus, a complex technology that includes vacuum-arc remelting with a non-consumable electrode in a vacuum arc sealing furnace and vacuum-arc remelting in a crystallizer with a consumable copper electrode is an effective way to obtain zirconium alloy ingots of the Zr–Nb–Ti system. This technology eliminates the shortcomings of other existing technologies and provides high-quality ingots of zirconium alloy. Ref. 16, Tabl. 1, Fig. 4.

Key words: vacuum-arc remelting; zirconium alloy; ingot; chemical composition; conversion factor; quality; technology

Надійшла до редакції 26.05.2022

УДК 539.234:621.791.4:620.186

# ВПЛИВ БАГАТОШАРОВИХ ПРОШАРКІВ Al–Si TA Al–Cu НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ З'ЄДНАННЯ КОМПОЗИТУ SiC<sub>p</sub>–AMг5 ПРИ ДИФУЗІЙНОМУ ЗВАРЮВАННІ

# А.І. Устінов, Т.В. Мельниченко, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець

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

На прикладі алюмінієвого композиту  ${\rm SiC}_p$ –AMr5 досліджено закономірності формування структури з'єднання при дифузійному зварюванні тиском через багатошарові проміжні прошарки на основі систем алюмінію з евтектикою Al–Si та Al–Cu, отримані способом електронно-променевого осадження в вакуумі. Показано, що проміжні багатошарові прошарки евтектичного складу забезпечують отримання нероз'ємних з'єднань без деградації властивостей основного матеріалу при температурі 500 °C, яка відповідає початку інтенсивної пластичної деформації прошарку під дією тиску. Встановлено, що характер дифузійної взаємодії компонентів проміжного прошарку і композиту та фазовий склад евтектики впливає на структуру з'єднання та хімічний склад ділянки стику. Умови, що запобігають формуванню бар'єрних шарів на границі прошарок/композит, а саме легування прошарку або формування в ньому частинок інтерметаліду до початку процесу зварювання, сприяють інтенсивному масоперенесенню компонентів прошарку та композиту, що забезпечує однорідність структури та мікротвердості з'єднання. Запропоновано механізми формування з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>–AMr5 через багатошарові проміжні прошарки на основі систем алюмінію з евтектикою різного типу — простої, що складається з компонентів системи (на прикладі Al–Si) та такої, що містить інтерметалід на основі компонентів (на прикладі Al–Cu). Бібліогр. 18, табл. 3, рис. 9.

Ключові слова: багатошарові фольги; електронно-променеве осадження; композит; дифузійне зварювання; з'єднання; мікроструктура

Вступ. Алюмоматричні композити SiC<sub>p</sub>-AMr5  $\varepsilon$ перспективними для використання в аерокосмічній галузі завдяки низькій питомій вазі та високій міцності. Однак їх широке використання стримується складністю отримання з'єднань конструкційних елементів виробів. Так, отримання якісних зварних з'єднань композитів традиційними способами зварювання (лазерне, електронно-променеве) ускладнене через значну в'язкість рідкої ванни, взаємодію рідкого алюмінію з SiC та сегрегацію частинок карбіду. Охолодження з рідкого стану супроводжується ліквацією компонентів ванни, що призводить до неоднорідного розподілу зміцнювальної фази та формування дефектів в стику [1], а взаємодія рідкого алюмінію з SiC — до формування крихкого карбіду алюмінію [2-4]. Це негативно впливає на механічні властивості з'єднання. Інші способи з'єднання композитів: дифузійне зварювання [5], зварювання тертям [6, 7] або з контрольованим обсягом рідкої фази — зварювання через проміжний рідкий прошарок (TLP) [8] та паяння [9, 10] дозволяють уникнути плавлення металевої складової композиту, що запобігає деградації його структури, взаємодії алюмінієвої матриці та зміцнювальних частинок, їх сегрегації. Однак твердофазні способи мають певні недоліки. При дифузійному зварюванні нагрівання до високої температури сприяє інтенсивній дифузії компонентів композиту з формуванням крихких фаз, а накладання значного тиску може приводити до деформування компонентів, що з'єднуються. При зварюванні способом TLP в стику можуть формуватись прошарки небажаних фаз. Отримання з'єднань зварюванням тертям потребує подальшої термічної обробки (PWHT) та ускладнене при зварюванні компонентів складної форми та тонкостінних виробів. З'єднання способом паяння передбачає наявність в стику припою, який має свій хімічний склад і товщину та потребує довготривалого нагрівання матеріалу і подальшої термічної обробки. Прискорити процес отримання з'єднання алюмоматричних композитів та зменшити термомеханічне навантаження на матеріал дозволяє використання проміжного прошарку [11–13], отриманого способом вакуумного осадження парових фаз компонентів на основі реакційної системи [12] та системи алюмінію з легкотопкою евтектикою [13]. Так, при дифузійному зварюванні композиту Al<sub>2</sub>O<sub>2</sub>-AMr5 через проміжний наношаруватий прошарок Al/Cu, отриманий способом електронно-променевого осадження [13], формується однорідне за структурою та властивостями з'єднання при температурі приблизно 500 °С. Показано, що при нагріванні в багатошаровому

А.І. Устінов — https://orcid.org/0000-0002-8855-3499, Т.В. Мельниченко — https://orcid.org/0000-0002-1460-5532, Ю.В. Фальченко — https://orcid.org/0000-0002-3028-2964, Л.В. Петрушинець — https://orcid.org/0000-0001-7946-3056

© А.І. Устінов, Т.В. Мельниченко, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, 2022

Таблиця 1. Хімічний склад сплаву АМг5, мас. %

Fe	Si	Mn	Ti	Al	Cu	Mg	Zn
0,5	0,5	0,30,8	0,020,1	Bal.	0,1	4,85,8	0,2

прошарку евтектичного складу відбуваються фазові та структурні перетворення, які забезпечують його низькотемпературну пластичну деформацію при термомеханічному навантаженні, що сприяє встановленню фізичного контакту між поверхнями, що з'єднуються, та інтенсивному масоперенесенню компонентів в стику. Оскільки композити Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-АМг5 та SiC<sub>p</sub>-АМг5 мають однакову основу (сплав АМг5) слід очікувати, що використання наношаруватого прошарку Al/Cu при дифузійному зварюванні композиту SiC<sub>p</sub>-AMr5 забезпечить формування нероз'ємного з'єднання. Враховуючи, що інтенсивна пластична деформація багатошарових фольг на основі систем алюмінію з евтектикою при термомеханічному навантаженні відбувається при температурі приблизно 500 °С незалежно від типу евтектики (проста, що складається з компонентів системи, як то Al-Si, або така, що містить інтерметалід на основі компонентів, як то Al-Cu) [14, 15], можна припустити, що на формування з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>-AMr5 при дифузійному зварюванні через багатошаровий прошарок буде впливати дифузійна взаємодія компонентів проміжного прошарку та композиту і фазовий склад евтектики. В роботі представлено результати дослідження впливу багатошарового проміжного прошарку на основі систем алюмінію з евтектикою різного типу — Al-Si та Al-Cu, отриманого способом електронно-променевого осадження в вакуумі, на формування з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>-AMr5 при дифузійному зварюванні.

**Матеріали та методи досліджень.** В якості об'єкта дослідження вибрано дисперснозміцнений алюмінієвий композит SiC<sub>p</sub>-AMr5, до складу якого входить 12 мас. % SiC. Основою композиту є алюмінієвий сплав AMr5, хімічний склад якого



Рис. 1. Мікроструктура композиту SiC<sub>p</sub>-AMr5 (темні частинки — SiC, світлі — збагачені Mn та Fe)

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 -

наведено в табл. 1, а мікроструктуру в вихідному стані показано на рис. 1.

Проміжні прошарки Al/Si та Al/Cu у вигляді багатошарової фольги (БФ) хімічного складу близького до евтектичного отримано способом пошарового електронно-променевого осадження компонент, докладно описаного в роботах [16, 17]. Схему отримання БФ показано на рис. 2. Зливки компонентів (Al та Si або Al та Cu) розміщували в два окремі мідні тиглі, які охолоджуються проточною водою. Тиглі знаходяться у вакуумній камері, розділеній на дві частини непроникним екраном. Тримач підкладки у вигляді диску, що обертається, кріпиться на вертикальному валу над екраном. При випаровуванні електронно-променевими гарматами зливків парові потоки компонентів осаджуються на ту частину підкладки, яка знаходиться по той же бік екрану, що і зливок. При обертанні підкладки на її поверхню почергово один за одним осаджуються парові потоки компонентів. Конструкція установки дозволяє поступово подавати зливки при їх випаровуванні в зону рідкої металевої ванни, що забезпечує постійну швидкість випаровування компонентів при певній потужності електронного променя. До початку осадження шарів компонентів на підкладку осаджується шар NaCl, що дає можливість надалі легко відокремити фольгу від підкладки. Тиск у камері при осадженні підтримується на рівні 10-3 Па. Співвідношення товщин шарів компонентів визначається співвідношенням інтенсивностей їх парових потоків, а період чергування шарів (сума товщин шарів двох компонентів) при певній інтенсивності



Рис. 2. Схема отримання БФ: *1* — електронно-променеві гармати; *2* — підкладка; *3* — екран; *4* — зливок Al; *5* — зливок Si або Cu; *6* — металева ванна; *7* — напрямок подавання зливків

Номер фольги	Період шарів, нм	Al	Si	Mn	Cu
1	60	86,54	13,46	_	-
2	_»—	88,44	10,38	1,18	-
3	_»_	70,33	_	_	29,67

Таблиця 2. Хімічний склад БФ Al/Si та Al/Cu, мас. %

випаровування визначається швидкістю обертання підкладки. Температуру підкладки підтримували нижчою за 200 °С, що запобігало дифузійному перемішуванню компонентів шарів та забезпечувало формування в фользі Al/Si шарів кремнію в аморфному стані.

При швидкості обертання підкладки 40 хв<sup>-1</sup> отримано БФ з періодом шарів 60 нм та товщиною 25 мкм. В табл. 2 наведено хімічний склад БФ Al/ Si та Al/Cu (двокомпонентних та легованих Mn).

Легування марганцем фольги забезпечували використанням легованого марганцем зливка алюмінію. Дифузійне зварювання зразків композиту розміром 15×15×6 мм проводили в вакуумній камері установки, оснащеної системою радіаційного нагрівання, схема якої наведена на рис. 3. Перед зварюванням проводили шліфування зразків для отримання пласкої поверхні з шорсткістю приблизно 6 мкм та знежирення в ацетоні. Зразки розміщали в оснащенні між двома штоками. Проміжний прошарок (БФ) розміщали між поверхнями зразків. Нагрівання зразків виконували за допомогою молібденових нагрівачів. Температуру нагрівання контролювали за допомогою хромель-алюмелевої термопари, прилаштованої до оснащення. Тиск до зразків накладали за допомогою пресу через клин та нижній шток та контролювали з використанням динамометру.

Дифузійне зварювання композиту проводили при температурі 500 °С та тривалості процесу 20 хв. Величину тиску підтримували такою, щоб вона не перевищувала межу плинності матеріалу. Вакуум в камері підтримували на рівні 1,33·10<sup>-3</sup> Па.



Рис. 3. Схема установки для проведення дифузійного зварювання: 1 — вакуумна камера; 2 — молібденовий нагрівач; 3 — верхній шток; 4 — зразки з проміжним прошарком; 5 оснащення; 6 — нижній шток; 7 — клин; 8 — прес

Хімічний склад та мікроструктуру зварних з'єднань досліджували з використанням скануючого електронного мікроскопу CamScan-4, оснащеного системою енергодисперсійного аналізу EDX INCA 200. Зразки для металографічних досліджень готували за стандартною способикою з використанням шліфувально-полірувального обладнання фірми «Struers». Визначення мікротвердості за способом Віккерса проводили з використанням оптичного мікроскопу Polyvar Met, оснащеного приставкою Duromat 4000E. Вимірювання проводили при навантаженні на індентор 0,5 H та тривалості навантаження 10 с. Похибка вимірювань складала біля 10 %.

Експериментальні результати та їх обговорення. Формування структури та деформаційна поведінка БФ Al/Si при термомеханічному навантаженні. Мікроструктура БФ Al/Si з шарами кремнію в аморфному стані показана на рис. 4, а. Як показано в роботі [14], при нагріванні у фользі відбуваються структурні перетворення (кристалізація кремнію, фрагментація шарів, формування композитної структури та пор (рис. 4, б, в), що при термомеханічному навантаженні (нагріванні в умовах одновісного розтягування) забезпечує інтенсивну пластичну деформацію фольги при температурі приблизно 500 °С (рис. 4, г). Низькотемпературна пластична деформація фольги при температурі біля 200 °С обумовлена алюміній-індукованою кристалізацією аморфного кремнію в шарах. Високотемпературна пластична деформація фольги при термомеханічному навантаженні забезпечується реалізацією механізму структурної надпластичності в композитній структурі фольги шляхом проковзування та розвороту зерен алюмінію завдяки наявності в структурі фольги частинок кремнію, що не деформуються, та акомодації зміщень зерен відносно один одного завдяки присутності на границях зерен пор.

Формування структури та деформаційна поведінка БФ Al/Cu при термомеханічному навантаженні. Мікроструктура БФ Al/Cu показана на рис. 5, а. При нагріванні в фользі відбуваються фазові перетворення, які супроводжуються формуванням інтерметалідів AlCu та Al<sub>2</sub>Cu [15], фрагментацією шарів, формуванням композитної структури та пор (рис. 5,  $\delta$ ,  $\epsilon$ ). В роботі [15] показано, що пороутворення при нагріванні БФ, отриманої з парової фази, обумовлено її вакансійною насиченістю та формуванням дефектів вакансійного типу внаслідок об'ємних ефектів при проходженні твердофазних реакцій синтезу інтерметалідів. На деформаційній кривій, отриманій при нагріванні БФ в умовах одновісного розтягування (рис. 5,  $\epsilon$ ),

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022

46



Рис. 4. ТЕМ зображення (світле поле) (*a*), СЕМ зображення після відпалу при 500 °С, 30 хв (*б*) поперечного перерізу БФ Al/a– Si, ДТА крива при нагріванні (*в*) та швидкість деформації БФ з субмікронним та нанорозмірним періодом шарів (*г*) відповідно

спостерігаються два інтервали її пластичної деформації: низькотемпературний (150...250 °C) та високотемпературний (вище 450 °C). Низькотемпературний інтервал деформації обумовлений проходженням фазових перетворень при нагріванні (рис. 5, *в*), а високотемпературну пластичну де-



Рис. 5. ТЕМ зображення (світле поле) (*a*), СЕМ зображення після відпалу при 450 °С, 20 хв (*б*) поперечного перерізу БФ Al/Cu (світлі ділянки — частинки Al<sub>2</sub>Cu; сірі — алюміній; темні — пори), ДТА крива для БФ Al/Cu (*в*); швидкість деформації БФ Al/Cu з субмікронним та нанорозмірним періодом шарів (*г*) відповідно

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 –



Рис. 6. Мікроструктура з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>–AMr5, отриманого з використанням БФ номер 1 (*a*), CEM зображення ділянок l ( $\delta$ ) та ділянки 2 (s)

формацію забезпечують структурні перетворення в фользі при нагріванні (фрагментація шарів та формування пор).

Формування гетерофазної структури, яка складається з алюмінієвої матриці та дисперсних частинок інтерметаліду  $Al_2Cu$ , механічні властивості яких відрізняються, при термомеханічному навантаженні сприяє пластичній деформації фольги за механізмом структурної надпластичності шляхом проковзування та розвороту зерен інтерметалідної фази та пластичній деформації алюмінієвої матриці за дислокаційним механізмом. Процес зернограничного проковзування полегшується формуванням пор на границях алюмінієва матриця/ частинка інтерметаліду (рис. 5,  $\delta$ ).

Дифузійне зварювання композиту SiC<sub>p</sub>-AM25. Авторами роботи [13] показано, що використання проміжного прошарку Al/Cu евтектичного складу при дифузійному зварюванні алюмоматричного композиту AMr 5–27 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> сприяє встановленню фізичного контакту між поверхнями, що зварюються, та інтенсивному масоперенесенню в стику при нагріванні під дією стискаючих навантажень, що забезпечує формування однорідного за складом та структурою з'єднання при температурі, що відповідає початку інтенсивної пластичної деформації БФ.

З урахуванням того, що зменшення періоду шарів БФ забезпечує зниження температури пластичної деформації та сприяє збільшенню інтенсивності проходження фазових та структурних перетворень, в роботі досліджено вплив проміжних прошарків Al/Si та Al/Cu з нанорозмірним періодом шарів на формування з'єднання композита SiC<sub>p</sub>-AMr5. Зварювання проводили при температурі, при якій в умовах термомеханічного навантаження відбувається інтенсивна пластична деформація БФ, а саме 500 °С. На рис. 6 показано мікроструктуру з'єднання, отриманого дифузійним зварюванням через проміжний прошарок Al/Si (номер 1, табл. 2). Видно, що нагрівання до температури 500 °С не призводить до зміни структури композиту, щільність та розподіл частинок SiC не змінюється (рис. 1, рис. 6, а). При зварюванні в стику формується прошарок з композитною структурою та хімічним складом, близьким до складу БФ (рис. 6, а, б, табл. 3), мікротвердість якого вище мікротвердості композиту. Можна припустити, що формування композитного прошарку Al-Si в стику відбувається внаслідок зниження дифузії кремнію в композит через зустрічну дифузію магнію з композиту в фольгу та формування на границі прошарок/композит ланцюжку частинок Mg<sub>2</sub>Si, збагачених магнієм та кремнієм (рис. 6, в, табл. 3).

Підтвердженням дифузії магнію з композиту в бік прошарку свідчить формування пор в композиті поблизу границі прошарок/композит (рис. 6, *в*) внаслідок незбалансованих дифузійних потоків кремнію та магнію (ефект Кіркендала), що призводить до зниження мікротвердості композиту в цій області (табл. 3, ділянка 2 на рис. 6, *а*).

Ділянка	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	<i>HV</i> <sub>50</sub> , ГПа	<i>HV</i> <sub>50</sub> композиту SiC <sub>p</sub> –АМг5, ГПа
1 (рис. 6, а)	0,94	89,07	9,99	-	-	-	1,5	1,2
2	-	_	_	-	-	-	1,0	-
Частинки на границі (рис. 6, в)	7,55	63,54	28,15	0,75	-	-	-	-
3 (рис. 7, а)	2,86	94,82	0,51	1,81	-	-	1,2	1,2
4 (рис. 7, б)	22,21	59,33	16,88	1,59	—	-	-	-
5 ->>-	10,05	67,30	22,65		-	-	-	-
6 (рис. 7, в)	2,40	93,92	0,76	2,91	-	-	-	-
7 (рис. 8, а)	5,19	91,29	1,08	0,41	0,30	1,73	1,3	1,2
8 (рис. 8, б)	0,95	73,12	0,61	15,4	8,88	1,04	_	_

Таблиця 3. Хімічний склад (мас. %) та мікротвердість ділянок з'єднання (рис. 6, 7, 8)

З урахуванням того, що алюмінієва матриця композиту SiC<sub>p</sub>–AMr5 легована марганцем, в роботі досліджено формування з'єднання композиту дифузійним зварюванням через проміжний прошарок Al/Si, легований марганцем (номер 2, табл. 2). На рис. 7 показано мікроструктуру з'єднання.

При зварюванні в стику формується прошарок сірого кольору на основі алюмінію, переважно легованого магнієм та марганцем, що складається з твердого розчину на основі алюмінію та дисперсних частинок фази  $Al_6Mn$  (рис. 7, *в*, табл. 3, ділянка *6*), що забезпечує високу мікротвердість з'єднання за рахунок твердорозчинного та дисперсного зміцнення алюмінієвої матриці (табл. 3, ділянка *3*). Слід зазначити низький вміст кремнію в прошарку, що, певно, є наслідком його інтенсивної дифузії в композит. Про більш інтенсивну дифузію кремнію порівняно з магнієм свідчить формування в ділянках композиту поблизу границі прошарок/композит дисперсних частинок, збагачених магнієм та кремнієм (певно  $Mg_2Si$ ) (рис. 7,  $\delta$ , табл. 3, ділянки 4, 5).

Можна припустити, що значна дифузія кремнію при дифузійному зварюванні композиту через прошарок номер 2 забезпечується присутністю в ньому марганцю. Так, автори роботи [18] показали, що легування сплаву Al–12,6Si марганцем в кількості 1,0...1,5 мас. % призводить до модифікації структури сплаву та значному зменшенню розміру частинок кремнію та зерен алюмінію, що може забезпечити підвищення швидкості зернограничної дифузії кремнію з проміжного прошарку в композит. З іншого боку, низький коефіцієнт дифузії марганцю в алюмінії сприяє формуванню в проміжному прошарку при нагріванні інтерметалідів Al<sub>6</sub>Mn i Al<sub>15</sub>Mn<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> (рис. 7, *в*, табл. 3, ділян-



Рис. 7. Мікроструктура з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>–AMr5, отриманого з використанням БФ номер 2 (*a*), СЕМ зображення ділянки поблизу границі проміжний прошарок/композит (*б*) та ділянки 3 (*в*)

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 -

#### **МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО**



Рис. 8. Мікроструктура з'єднання композиту  $SiC_p$ -AMr5, отриманого з використанням БФ номер 3 (*a*) та СЕМ зображення ділянки 7 в стику ( $\delta$ )

ка 6), що забезпечує підвищення мікротвердості з'єднання в стику. Таким чином, дифузійне перемішування компонентів проміжного прошарку і композиту та формування в стику дисперсних частинок інтерметалідів  $Al_6Mn$  і  $Al_{15}Mn_3Si_2$  забезпечує формування з'єднання з рівномірним розподілом мікротвердості (табл. 3, ділянка 3).

При дифузійному зварюванні композиту SiC\_/ Al-AMr5 через проміжну БФ Al/Cu (номер 3, табл. 2) формується однорідне за структурою та властивостями з'єднання (рис. 8, табл. 3). У з'єднанні відсутні концентраційні неоднорідності, обумовлені введенням проміжного прошарку, що забезпечується інтенсивною взаємною дифузією компонентів прошарку та композиту. Вочевидь інтенсивному перемішуванню компонентів в стику сприяє відсутність на границях прошарок/композит бар'єрного шару частинок фаз на основі Мд. Наявність в стику світлих частинок, що вміщують марганець та залізо (рис. 8, б, табл. 3, ділянка 8), може бути наслідком їх низької дифузійної рухливості в алюмінії. Слід зазначити, що характер формування з'єднання композиту SiC<sub>р</sub>-AMr5 через проміжний прошарок Al/Cu схожий на характер формування з'єднання композиту Al<sub>2</sub>O<sub>2</sub>-AMr5

при подібних технологічних умовах дифузійного зварювання [13]. Тобто тип зміцнювальних частинок в композиті не впливає на характер формування з'єднання, а його структура та властивості визначаються складом проміжного прошарку.

Процес формування з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>– АМг5 дифузійним зварюванням через проміжні БФ Al/Si та Al/Cu може бути описаний схемами, наведеними на рис. 9.

При зварюванні через проміжний прошарок Al/ Si нагрівання призводить до формування в прошарку композитної структури, що складається з алюмінієвої матриці, частинок кремнію та пор (рис. 9, а, 2). При накладанні тиску при температурі 500 °С така структура забезпечує пластичну деформацію фольги (рис. 9, а, 3), що сприяє встановленню фізичного контакту між поверхнями фольги і композиту та зустрічній дифузії компонентів проміжного прошарку та композиту. Можна припустити, що при зварюванні через проміжний прошарок на основі простої системи з евтектикою, як то Al/Si, що складається з алюмінію та кремнію, формування структури з'єднання буде визначатись характером дифузійної взаємодії компонентів прошарку та композиту в стику. Оскільки коефіцієнти дифу-



Рис. 9. Схема формування структури з'єднання композиту SiC<sub>p</sub>–AMr5 при дифузійному зварюванні через проміжну БФ Al/Si (*a*) та Al/Cu ( $\delta$ ): • — частинки Si; **п** — фрагментовані шари з прошарками інтерметалідів на границях зерен; • — пори

зії кремнію та магнію в алюмінії при температурі 500 °C близькі за величиною, зустрічна дифузія магнію та кремнію призводить до формування ланцюжку частинок Mg<sub>2</sub>Si на границі проміжний прошарок/композит, що перешкоджає дифузійному перемішуванню компонентів в з'єднанні.

В результаті в стику формується прошарок з композитною структурою на основі Al-Si (рис. 9, а, 4). Як показано вище, запобігти формуванню бар'єрних прошарків можливо шляхом легування проміжного прошарку Al/Si елементом, що забезпечує умови для прискорення дифузії кремнію в алюмінії (наприклад, марганцем), а саме зменшення розміру частинок кремнію та збільшення протяжності границь зерен в алюмінієвій матриці. В результаті дифузія кремнію стає більш інтенсивною порівняно з магнієм, частинки Mg, Si формуються хаотично в ділянках композиту, прилеглих до границі прошарок/композит, а в стику формується композитний прошарок, що складається з алюмінієвої матриці та частинок, збагачених марганцем — Al<sub>4</sub>Mn та Al<sub>45</sub>Mn<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> (рис. 9, a, 4), що забезпечує рівноміцність з'єднання.

Процес дифузійного зварювання композиту SiC /АМг5 через проміжну БФ Аl/Си можна описати схемою, наведеною на рис. 9, б. Згідно схеми нагрівання зони з'єднання забезпечує проходження в БФ фазових перетворень, пов'язаних з формуванням інтерметалідів на основі елементів, які входять до складу фольги, та формування гетерофазної структури (рис. 9, б, 2). При нагріванні зони з'єднання до температури переходу гетерофазної фольги в надпластичний стан (~500 °C) та накладанні тиску забезпечуються умови, необхідні для пластичної плинності фольги, що сприяє контактному деформуванню поверхонь з'єднання, заповненню поверхневих несуцільностей матеріалом фольги та модифікуванню структурного стану самої фольги (фрагментація інтерметалідних прошарків, які формуються в багатошаровій фользі в процесі її нагрівання, та формування композитної структури) (рис. 9, б, 3). Сукупність цих процесів забезпечує встановлення фізичного контакту між поверхнями, що з'єднуються, та проміжним прошарком, що є необхідною умовою для інтенсивного масоперенесення в області зварювання. Витримка зони з'єднання при температурі зварювання під тиском сприяє заліковуванню дефектів на границі розділу між поверхнями композиту і проміжного прошарку та розсмоктуванню концентраційних неоднорідностей, які внесені прошарком в стик. Можна припустити, що формування однорідної структури з'єднання забезпечується відсутністю бар'єру для масоперенесення на гра-

жний з формуванням інтерметалідів при температурі війнонижче температури процесу зварювання. Таким чином, під дією термомеханічного навантаження зустрічне масоперенесення магнію в прошарок та частинок Al<sub>2</sub>Cu в композит забезпечує формування однорідної структури з'єднання (рис. 9, *б*, 4).
Вання Отримані результати свідчать про те, що формуванню в тером дифузійної взаємодії компонентів проміж-

ниці прошарок/композит, наприклад частинок на

основі Мд та Си. Пояснити це можна тим, що мідь

в проміжному прошарку взаємодіє з алюмінієм

#### Висновки

ної БФ та композиту.

1. Використання проміжних багатошарових прошарків на основі систем з евтектикою Al–Si та Al–Cu дозволяє знизити температуру дифузійного зварювання композиту SiC<sub>p</sub>–AMr5, що запобігає деградації його структури.

2. Температура дифузійного зварювання композиту SiC<sub>p</sub>-AMr5 через проміжні багатошарові прошарки на основі систем з евтектикою визначається температурою їх інтенсивної пластичної деформації при термомеханічному навантаженні.

3. Інтенсивна низькотемпературна пластична деформація проміжного багатошарового прошарку при термомеханічному навантаженні сприяє встановленню фізичного контакту між поверхнями композиту та прошарку, що забезпечує дифузійне перемішування компонентів в стику.

 Структура з'єднання визначається хімічним складом проміжного багатошарового прошарку та характером дифузійної взаємодії компонентів прошарку і композиту.

5. Легування проміжного багатошарового прошарку Al/Si марганцем сприяє підвищенню дифузійної рухливості кремнію в стику при дифузійному зварюванні композиту SiC<sub>p</sub>-AMr5.

#### Список літератури/References

- Lean, P.P., Gil, L., Urera, A. (2003) Dissimilar welds between unreinforced AA6082 and AA6092/SiC/25p composite by pulsed-MIG arc welding using unreinforced filler alloys (Al– 5Mg and Al–5Si). *J. Materials Proc. Technology*, 143–144, 846–850.
- Ureña, A., Escalera, M. D., Gil, L. (2000) Influence of interface reactions on fracture mechanisms in TIG arc-welded aluminium matrix composites. *Composites Sci. and Technology*, 60(4), 613–622.
- Carotenuto, G., Gallo, A., Nicolais, L. (1994) Degradation of SiC particles in aluminium-based composites. *J. of Materials Sci.*, 29(19), 4967–4974.
- Urena, A., Rodrigo, P., Gil, L. (2001) Interfacial reactions in an Al–Cu–Mg (2009)/SiCw composite during liquid processing (Pt II): Arc welding. *Ibid.*, 36, 429–439.

- 5. Muratoğlu, M., Yilmaz, O., Aksoy, M. (2006) Investigation on diffusion bonding characteristics of aluminum metal matrix composites (Al/SiCp) with pure aluminum for different heat treatments. *J. of Materials Proc. Technology*, 178(1–3), 211–217.
- Midling, O.T., Grong, F. (1994) A process model for friction welding of Al–Mg–Si alloys and Al–SiC metal matrix composite-I. *Acta Metallurgica*, 42(5), 1595–1599.
- Midling, O.T, Grong, F. (1994) A process model for friction welding of Al–Mg–Si alloys and Al–SiC metal matrix composites-II. HAZ microstructure and strength evolution. *Ibid.*, 1611–1622.
- Askew, J. R., Wide, J. F., Khan, T. I. (1998) Transient liquid phase bonding of 2124 aluminium metal matrix composite. *Mater. Sci. and Technol.*, 14(9–10), 920–924.
- Ureña, A., Gil, L., Escriche, E. et al. (2001) High temperature soldering of SiC particulate aluminium matrix composites (series 2000) using Zn–Al filler alloys. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, 6(1), 1–11.
- 10. Wielage, B., Hoyev, I., Weis, S. (2007) Soldering aluminum matrix composites. *Welding J.*, 86(**3**), 67–70.
- Falchenko, Yu.V., Muravejnik, A.N., Kharchenko, G.K. et al. (2010) Pressure welding of micro-dispersed composite material AMg<sub>5</sub> + 27 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with application of rapidly solidified interlayer of eutectic alloy Al + 33 % Cu. *The Paton Welding J.*, 2, 7–10.

- Ishchenko, A.Ya., Falchenko, Yu.V., Ustinov, A.I. et al. (2007) Diffusion welding of finely-dispersed AMg5/27 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite with application of nanolayered Ni/Al foil. *Ibid.*, 7, 2–5.
- Ustinov, A., Falchenko, Yu., Melnichenko, T. et al. (2013) Diffusion welding of aluminium alloy strengthened by Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles through an Al/Cu multilayer foil. *J. of Materials Proc. Technology*, 213(4), 543–552.
- Ustinov, A.I., Melnychenko, T.V., Demchenkov, S.A. (2021) Structural mechanism of plastic deformation of Al/a–Si multilayer foils at heating under load. *Mater. Sci. and Engin.: A*, 810, 141030.
- Ustinov, A.I., Melnichenko, T.V., Shishkin, A.E. (2011) Deformation behaviour of multilayered Al/Cu foils at heating under conditions of permanent external loadings. *Metallophysics and Advanced Technologies*, 33, 1415–1423 [in Russian]. https://doi.org/10.15407/mfint
- Movchan, B.A. (2006) Inorganic materials and coatings produced by EBPVD. *Surface Eng.*, 22(1), 35–46. DOI: https:// doi.org/10.1179/174329406X85029
- Zhang, D. (2011) Thermal barrier coatings prepared by electron beam physical vapor deposition (EB–PVD). *Metals and Surface Engineering*. Thermal Barrier Coatings. Woodhead Publishing, 3–24. https://doi.org/10.1533/9780857090829.1.3
- Biswas, P., Patra, S., Mondal, M.K. (2018) Effects of Mn addition on microstructure and hardness of Al–12.6Si alloy. *IOP Conference Series: Mater. Sci. and Engin.*, 338, 012043.

# INFLUENCE OF Al–Si AND Al–Cu MULTILAYER ON THE FORMATION OF THE JOINT STRUCTURE OF SIC<sub>p</sub>–AMg5 COMPOSITE DURING DIFFUSION WELDING A.I. Ustinov, T.V. Melnychenko, Yu.V. Falchenko, L.V. Petrushinets E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The regularities of joint structure formation in diffusion pressure welding through multilayer interlayers based on Al–Si and Al–Cu aluminum systems with eutectic, obtained by electron beam deposition in vacuum, were studied, using SiCp–AMg5 aluminum composite, as an example. It is shown that the intermediate multilayer layers of eutectic composition provide permanent joints without degradation of the properties of the base material at a temperature of 500 °C, which corresponds to the beginning of intensive plastic deformation of the interlayer under pressure. It is established that the nature of the diffusion interaction of the components of the interlayer and the composite and the phase composition of barrier layers at the interlayer/composite interface, namely layer alloying or intermetallic particle formation in it before the welding process, promote intensive mass transfer of interlayer and composite components, ensuring homogeneity of the structure and microhardness of the joint. Mechanisms for forming SiCp–AMg5 composite joint through multilayer intermediate layers based on aluminum systems with eutectic of different types — simple, consisting of system components (for example Al–Si) and one containing an intermetallic based on components (for example Al–Si) and one containing an intermetallic based on components (for example Al–Cu) are proposed. Ref. 18, Tabl. 3, Fig. 9.

Key words: multilayer foil; EB-PVD; composite; diffusion welding; joint; microstructure

Надійшла до редакції 22.06.2022



https://doi.org/10.37434/sem2022.03.08

# ВПЛИВ ПРИСАДНОГО МАТЕРІАЛУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ19

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, І.К. Петриченко, Л.М. Радченко, С.Б. Руханський

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено вплив присадного матеріалу на властивості і структуру з'єднань титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, отриманих аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом. Встановлено, що в металі шва всіх з'єднань псевдо-β-сплаву ВТ19 фіксується переважно β-фаза в кількості 60...77 %. З'єднання сплаву ВТ19, виконані аргонодуговим зварюванням із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св у кількості 20 %, мають показники тимчасового опору розриву на рівні 965 МПа і перевершують міцність основного металу. Для формування однорідної структури з'єднань необхідно застосування післязварювального відпалу. В результаті впливу відпалу при температурі 760 °С в металі з'єднань, виконаних аргонодуговим зварюванням сплаву ВТ19, формується рівномірна, однорідна, дрібнодисперсна, двофазна (α+β)-структура з показниками тимчасового опору розриву зварних з'єднань на рівні 980 МПа. Бібліогр. 17, табл. 3, рис. 9.

Ключові слова: титан; титанові сплави; зварні з'єднання; псевдо-β-сплав; ВТ19; зварювання; вольфрамовий електрод; флюс; термічна обробка; відпал; мікроструктура; механічні властивості

Вступ. Конструкційні псевдо- $\beta$ -титанові сплави є одними з найбільш перспективних металевих матеріалів [1, 2]. Однією з переваг сучасних титанових псевдо- $\beta$ -сплавів є їх висока технологічність, що дозволяє проводити деформацію при більш низьких зусиллях і температурах [3, 4], ніж традиційних жароміцних і високоміцних сплавів з псевдо- $\alpha$ - і  $\alpha$ + $\beta$ -структурою [5]. До таких сплавів відноситься титановий псевдо- $\beta$ -сплав ВТ19 [6]. Однак саме для таких сплавів вплив термічного циклу зварювання плавленням істотно знижує міцність і пластичність з'єднання.

Зварювання високоміцних титанових псевдо-β-сплавів ускладнено у зв'язку з високим вмістом в них легуючих елементів [7, 8]. Крім того ці сплави в порівнянні з α- і (α+β)-сплавами більш чутливі до домішок впровадження (кисню, азоту, вуглецю), так як розчинність останніх в ОЦК решітці β-фази титану значно нижче. Вони більш схильні до розвитку в процесі зварювання хімічної і фізичної неоднорідності в литому металі і ЗТВ, в результаті чого можливе утворення крихких прошарків [9]. Висока вартість і складність виготовлення експериментальних присадних матеріалів для зварювання високоміцних титанових псевдо-β-сплавів вимагають досліджень з можливості забезпечувати необхідний рівень міцності з'єднань за рахунок зміни хімічного складу металу шва, а саме зменшення ступеня легування металу шва [10, 11].

Аргонодугове зварювання титану плавким електродом в аргоні (MIG) має ряд технологічних

недоліків, таких як значне розбризкування присадного матеріалу і пов'язані з цим складнощі з забезпеченням якісного захисту зварного з'єднання [12]. Найбільш широке застосування для зварювання титанових сплавів знайшло аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом (АДЗ або ТІG). Цей спосіб зварювання є найбільш дешевим і універсальним, оскільки дозволяє виконувати з'єднання в різних просторових положеннях в умовах обмеженого простору і не вимагає переналагодження обладнання при зміні товщини зварюваного виробу і типу з'єднання [13]. АДЗ може виконуватися як з застосуванням присадного металу, так і без нього, в якості присадного металу застосовують зварювальні дроти або прутки з титанових сплавів [14].

Таким чином, для встановлення впливу присадного матеріалу на властивості і структуру з'єднань титанового псевдо-β-сплаву ВТ19 доцільно порівняти властивості з'єднань, отриманих аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом як з додаванням присадного матеріалу в шов, так і без присадки.

Методика досліджень. Виплавку зливків експериментального титанового псевдо-β-сплаву ВТ19 проведено на багатоцільовій лабораторній електронно-променевій установці УЕ-208М [15]. Зливки круглого перетину діаметром 110 мм отримували за технологією електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю (ЕПП) і порційною подачею рідкого металу в водоохолоджуваний кристалізатор

С.В. Ахонін — http://orcid.org/0000-0002-7746-2946, В.Ю. Білоус — http://orcid.org/0000-0002-0082-8030,

P.B. Селін — http://orcid.org/0000-0002-2990-1131, І.К. Петриченко — http://orcid.org/0000-0002-0476-3983

© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, І.К. Петриченко, Л.М. Радченко, С.Б. Руханський, 2022

				Швидкість	Кількість	Витрата аргону ( <i>Q</i> <sub>г</sub> ), л/хв		
Режим	Струм зварювання (I <sub>3в</sub> ), А	Напруга на дузі (U <sub>д</sub> ), В	Швидкість зварюваня (v <sub>зв</sub> ), м/год	подачі присадного дроту (v <sub>прис.др.</sub> ), м/год	присадного металу в металі шва, %	Пальник	Сапог	Піддув
1	310	12	10	-	0	18	22	6
2	380	_»–	8	30	1012	_»–	_»–	_»_
3	420	_»–	_»–	60	2224	_»_	_»–	_»_
4*	220A	11	10	-	0	_»_	_»–	_»–
*Режим зварювання із використанням флюсу.								

Таблиця 1. Режими одностороннього АДЗ наскрізним проплавленням титанового псевдо-β-сплаву ВТ19

з наступною гарячою деформаційною обробкою на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500 в IE3 ім. Є.О. Патона НАН України [16]. Виконували автоматичне аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням з'єднань товщиною 6 мм як без подачі, так і з подачею присадного дроту в зварювальну ванну. З'єднання збирали без розкриття кромок. Зварювали зразки розмірами 200×100×6 мм на режимі 1 та 4 без додавання присадного дроту (табл. 1). Присадний дріт нелегований титан ВТ1-00св діаметром 2 мм. При АДЗ по шару флюсу (режим 4) довжина дуги становить 2 мм, товщина слою флюсу марки АНТ 25 — 0,1...0,2 мм. За рахунок контрагування дуги і металу розплавленим флюсом втрати тепла в навколишнє середовище менші, ніж при звичайному зварюванні поверхневою дугою, що підвищує коефіцієнт використання тепла дуги та дозволяє на 35 % знизити повну погонну енергію процесу зварювання з 1339 для режиму 1 до 871,2 кДж/м для режиму 2.

Розрахунок кількості присадного металу в металі зварного шва при зварюванні за режимами 2 та 3 виконували за результатами дослідження отриманих поперечних макрошліфов (рис. 1). За результатами проведених досліджень встановлено, що при швидкості подачі присадного дроту ВТ1-00св діаметром 2 мм 60 м/год і швидкості зварювання 8 м/год кількість присадного металу ВТ1-00 в металі зварного шва становить 22...24 %. При швидкості подачі присадного дроту 30 м/год кількість присадного металу ВТ1-00 в металі зварного шва знаходиться на рівні 10...12 %.

Результати досліджень. Мікроструктура зварного шва, виконаного наскрізним проплавленням без застосування присадного дроту на режимі 1, представлена на рис. 2. Метал шва представлений переважно витягнутими в напрямку тепловідводу  $\beta$ -зернами, перпендикулярними до осі шва (рис. 2, *a*) на тлі дендритної структури (рис. 2, *б*).

Метал ЗТВ зварних швів, виконаних за режимами 1-3 та 4 має однакову структуру. Метал ЗТВ, який нагрівався вище температури поліморфного перетворення (Т<sub>пп</sub>), складався з рівновісних поліедрічних зерен β-фази (рис. 3, а). В ділянці ЗТВ, що примикає до основного металу (OM) і де температура не перевищувала Т<sub>пп</sub> сплаву, на тлі β-фази спостерігали частинки α-фази, кількість яких зменшувалася по мірі віддалення від ОМ (рис. 3, б). В ділянці ЗТВ, що не нагрівалася при зварюванні вище Т<sub>пп</sub>, ланцюжки рівновісних зерен β-фази чергуються з шарами масивної β-фази, витягнутої в напрямку прокату (рис. 3, в, г). В об'ємі зерен присутня пластинчаста α-фаза довжиною 2...20 мкм, товщиною 1,0...1,5 мкм, а також дисперсна α-фаза розміром до 1 мкм.



Рис. 1. Поперечні макрошліфи зварних з'єднань титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаних АДЗ наскрізним проплавленням: *a* — без застосування присадного дроту (режим 1); *б* — з використанням (10 %) присадного дроту (режим 2); *в* — з використанням (22 %) присадного дроту (режим 3); *г* — по шару флюсу без застосування присадного дроту (режим 4)



Рис. 2. Мікроструктура металу шва з'єднання псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням (режим 1), в стані після зварювання

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо-β-сплаву BT19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю 30 м/год на режимі, який забезпечує вміст ВТ1-00 в шві на рівні 10 %, в стані після зварювання представлена на рис. 4. Метал шва має дендритну структуру, на тлі якої утворилися зерна β-фази, витягнуті в напрямку відводу тепла (рис. 4, а). В β-зернах спостерігаються дисперсні частинки α-фази розміром близько 1 мкм і менше (рис. 4, в, г), розподіл яких в об'ємі зерна не рівномірний (рис. 4,  $\delta$ ,  $\epsilon$ ). Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 зі швидкістю 60 м/год, подібна мікроструктурі цієї зони в зварному з'єднанні сплаву ВТ19, виконаному АДЗ без застосування присадного дроту ВТ1-00.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо- $\beta$ -сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю 60 м/год на режимах зварювання, які забезпечують вміст ВТ1-00 в шві 22 %, представлена в стані після зварювання на рис. 5. Метал шва складається переважно з  $\beta$ -фази, границі якої виявляються на тлі дендритної структури (рис. 5, *a*), присутні численні ямки травлення, що локалізуються в міждендритних проміжках (рис. 5, *a*, *б*, *c*). Іноді їх можна ідентифікувати з дисперсними виділеннями α-фази розміром приблизно 1 мкм (рис. 5, *c*). Найбільш висока щільність таких виділень у верхній частині



Рис. 3. Мікроструктура металу 3ТВ зварного з'єднання титанового псевдо-β-сплаву ВТ19 (*a*-*ε* — див. в тексті) **ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022** 



Рис. 4. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з подачею присадного дроту ВТ1-00св зі швидкістю 30 м/год, в стані після зварювання

шва поблизу зони сплавлення (рис. 5, a,  $\delta$ ), розмір деяких частинок досягає 2...3 мкм. Це можна пояснити тим, що температурний режим в процесі зварювання і охолодження сприяв збільшенню щільності та розміру частинок  $\alpha$ -фази, які виділялись в цій ділянці шва дисперсної фази.

Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 зі швидкістю 60 м/год, подібна мікроструктурі цієї зони в зварному з'єднанні сплаву ВТ19, виконаного АДЗ без застосування присадного дроту ВТ1-00.

Мікроструктура металу шва і навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного АДЗ по слою флюсу зі швидкістю зварювання 10 м/год (режим 4, табл. 1) показані на рис. 6. Метал шва складається з рівновісних і нерівновісних зерен β-фази з тонкими границями на тлі дендритної структури, а метал навколошовної зони — із рівновісних зерен β-фази.

Для формування рівномірної однорідної структури, що виключає присутність метастабільних фаз, а також зняття зварювальних напружень зварні з'єднання сплаву ВТ19 необхідно піддавати термічній обробці після зварювання — відпалу [17]. Тому було проведено відпал 2-х типів зварних з'єднань титанового сплаву ВТ19, а саме, з'єднань за режимами 1 та 3. Проведений відпал передбачав нагрів до температури 760 °С, витримку і подальше охолодження в печі.

Метал шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ без присадного дроту (режим 1), в стані після відпалу складався переважно з нерівновісних, витягнутих у напрямку тепловідводу первинних  $\beta$ -зерен (рис. 7, *a*) з дуже дрібною внутрізеренною структурою, що утворилася після розпаду метастабільних фаз (в основному β-фази) в результаті відпалу цього зварного з'єднання при температурі 760 °С протягом 1-ї год (рис. 7, б). Після стабілізації структури металу шва сформувалася рівномірна, однорідна для всього шва, дрібнодисперсна двофазна ( $\alpha + \beta$ )-структура (рис. 7, в, г). Пластини а-фази мали довжину 2...4 мкм i товщину близько 0,5 мкм, розмір дисперсних глобулярних частинок α-фази становив 0,5...1,0 мкм і менше. Уздовж границь зерен спостерігалася суцільна або переривчаста α-оторочка шириною 1,0...1,5 мкм. Дрібнодисперсна структура металу шва може забезпечувати йому високу міцність.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св зі швидкістю подачі 60 м/год (режим 3), що забезпечує вміст металу ВТ1-00 в шві на рівні 22...24 %, в стані після відпалу представлена на рис. 8. Метал шва складається з витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β-зерен

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022



Рис. 5. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням з присадним дротом ВТ1-00св зі швидкістю 60 м/год (вміст ВТ1-00 в шві 22 %), в стані після зварювання

(рис. 8, *a*) з двофазною внутрізеренною структурою, що складається з дисперсних  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз (рис. 8,  $\delta$ ). Товщина частинок  $\alpha$ -фази становить менше 1 мкм при довжині 0,7...5,0 мкм. На кордонах  $\beta$ -зерен присутня  $\alpha$ -оторочка шириною до 2 мкм (рис. 8, *e*, *г*).



Рис. 6. Мікроструктура зварного з'єднання сплаву ВТ19, виконаного АДЗ (режим 4) вольфрамовим електродом по шару флюсу, в стані після зварювання: *a* — метал шва; *б* — метал ЗТВ в ділянці, що нагрівалася вище *T*<sub>пп</sub>

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 –



Рис. 7. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаного АДЗ наскрізним проплавленням (режим 1), в стані після відпалу 760 °С

Кількість β-фази в металі зварних з'єднань найбільша при зварюванні без застосування при-

садного дроту (табл. 2). При зварюванні із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св кількість



Рис. 8. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаного АДЗ вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 (вміст в шві 22...24 %), в стані після відпалу 760 °С

Зразок	Тип зразка/швидкість подачі присадного дроту	Стан зразків	Кількість β-фази, %
_	Основний метал	Після зварювання	55,7
		Після:	
1	Зварне з'єднання без присадки	зварювання	77,1
		відпалу	43,72
2	Зварне з'єднання/30 м/год	Після зварювання	69,1
		Після:	
3	Зварне з'єднання/ 60 м/год	зварювання	60,3
		відпалу	29,87
4	Зварне з'єднання по флюсу без присадки	Після зварювання	76,8

Таблиця 2. Кількість β-фази в ОМ і металі шва зварних з'єднань титанового сплаву ВТ19, виконаних АДЗ

β-фази в металі швів знижується до 60 %. Після відпалу в металі всіх швів знижується кількість β-фази. В швах, виконаних АДЗ з застосуванням ВТ1-00св в кількості 22 %, після відпалу міститься β-фаза на рівні 30 %. В швах без застосування присадного дроту кількість β-фази після відпалу фіксується на рівні 43 %.

Таким чином, дослідження мікроструктури отриманих зварних з'єднань дозволило зробити висновок, що в результаті впливу термічного циклу зварювання в металі швів фіксується переважно в-фаза. В в-зернах спостерігаються дисперсні частинки α-фази розміром близько 1 мкм, причому в швах, виконаних з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10 і 20 %, кількість дисперсних частинок α-фази росте і їх розмір збільшується до 2...3 мкм в швах з 20 % присадного металу ВТ1-00св. В металі ЗТВ також фіксуються метастабільні фази, довжина пластинчастої α-фази становить 2...20 мкм, а товщина 1,0...1,5 мкм. Метал зварних швів сплаву ВТ19, виконаних із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10 і 20 %, належить до металу типу псевдо-β.

Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом як без присадного дроту, так і з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св, показали, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання, виконані без присадного дроту (табл. 3). Найбільші показники міцності характерні з'єднанням, виконаним із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св, що мають вміст металу ВТ1-00 в шві на рівні 22...24 %.

Міцність матеріалу присадного дроту ВТ1-00св (295...470 МПа) набагато менше міцності основного металу ВТ19 (960 МПа) і не може бути легуючим матеріалом, що зміцнює. З'єднання, виконані із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св, в якому вміст металу ВТ1-00 в шві знаходиться на рівні 10...12 %, мають проміжні значення міцності. Це пояснюється великим вмістом  $\beta$ -фази в металі шва в з'єднаннях, виконаних без застосування присадного дроту. Метастабільна  $\beta$ -фаза має низьку міцність, тому зварні з'єднання також мають низькі показники міцності.

Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом (*KCV*) металу шва зварних з'єднань, виконаних з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св з найбільшою швидкістю подачі (60 м/год) на режимах, що забезпечують вміст металу ВТ1-00 в шві на рівні 22...24 %, також максимальна і становить 32 Дж/см<sup>2</sup>.

Міцність зварних з'єднань, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом із застосуванням флюсів (режим 4), така ж сама, як у з'єднань, виконаних АДЗ без застосування флюсів і присадного дроту (режим 1, табл. 3), де  $\sigma_{\rm B} = 860$  МПа. Ударна в'язкість

Таблиця 3. Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаних АДЗ, в стані після зварювання

Режим	Тип зразка, стан	Тимчасовий опір розриву (о <sub>в</sub> ), МПа	Межа плинності (σ <sub>т</sub> ), МПа	Відносне подовження (б), %	Відносне звуження (ψ), %	Ударна в'язкість, ( <i>KCV</i> ), Дж/см <sup>2</sup>
	Основний метал, після:					
-	прокату	958	887	12	42	22
	відпалу	978	_»–	_>>—	_»—	-
	Після:					
1	зварювання	860	839	13,3	60,0	19
	віпалу	981	946	9,7	15,3	29
2	Після зварювання	895	868	7,3	25,4	28
	Після:					
3	зварювання	963	942	6,0	24,5	32
	відпалу	1011	989	9,1	15,1	26
4	Після зварювання	863	820	10	40	13

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 —



Рис. 9. Вплив присадного металу ВТ1-00св в металі шва зварного з'єднання титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаного АДЗ, на показники: міцності (σ<sub>в</sub>) (*a*) та ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (*KCV*) (*б*); 1 — після зварювання; 2 — після відпалу

зразків з гострим надрізом (*KCV*) металу шва зварних з'єднань, виконаних з застосуванням флюсів, становить 13 Дж/см<sup>2</sup>. Такі результати дозволяють зробити висновок, що застосування флюсів при АДЗ титанового сплаву ВТ19 особливо не впливає на вміст β-фази в металі шва та на показники міцності.

**Обговорення результатів.** Внаслідок впливу термічного циклу зварювання в металі шва всіх з'єднань титанового псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаних АД3, фіксується переважно β-фаза. В β-зернах спостерігаються дисперсні частинки α-фази розміром близько 1 мкм, максимальна кількість β-фази у металі швів зварних з'єднань, виконаних без присадного матеріалу ВТ1-00св, становить 77 %.

В результаті проведених досліджень властивостей зварних з'єднань псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом як без присадного дроту, так і з застосуванням його, встановлено, що з'єднання, виконані із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10 %, рівноміцні основному металу, а при 20 % перевершують його міцність. При збільшенні частки присадного металу в шві кількість β-фази в металі шва знижусться з 69 до 60 %. Але метал зварних швів сплаву ВТ19, виконаних з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10 і 20 %, все одно ще належить до металу типу псевдо-β. Однак структура металу шва після зварювання значно відрізняється від структури ОМ та ділянки ЗТВ, яка не нагрівалася вище  $T_{\rm nn}$ . Тому для забезпечення рівномірної структури з'єднання, розпаду метастабільних фаз та підвищення міцності усі з'єднання необхідно піддавати подальшій термічній обробці.

В результаті впливу відпалу при температурі 760 °С в металі з'єднань, виконаних АДЗ сплаву ВТ19, формується рівномірна, однорідна, дрібнодисперсна двофазна ( $\alpha$ + $\beta$ )-структура з пластинами  $\alpha$ -фази довжиною 2...4 мкм і товщиною 0,5 мкм з показниками тимчасового опору розриву зварних з'єднань на рівні 980 МПа. Крім того слід відмітити, що застосування флюсів при АДЗ дозволяє знизити погонну енергію процесу зварювання, зменшити розміри званих швів, але не надає впливу на вміст β-фази в металі шва, а міцність на розрив з'єднань, виконаних АДЗ вольфрамовим електродом із застосуванням флюсів, відповідає міцності з'єднань, виконаних АДЗ без застосування флюсів і присадного дроту. Якщо рекомендувати присадний матеріал для виконання зварних з'єднань при зварюванні в розкриття, то доцільніше за все використовувати матеріал, хімічний склад якого відповідає металу шва, отриманого з додаванням 20 % ВТ1-00св. В цьому випадку метал шва матиме найбільші значення міцності та ударної в'язкості як після зварювання, так і після відпалу (рис. 9).

В металі шва, виконаного із додаванням присадного металу ВТ1-00св, також збільшується розмір виділень частинок α-фази. В швах без присадки фіксуються пластини α-фази довжиною 2...4 мкм і товщиною 0,5 мкм, а в швах з 20 % ВТ1-00св товщина пластин α-фази становить близько 1 мкм при довжині 0,7...5,0 мкм. Збільшення розмірів структурних елементів сприяє збільшенню показників ударної в'язкості.

Зміни в хімічному складі швів впливають на ступінь зміцнення і в результаті відпалу. Так, з'єднання, виконані АДЗ наскрізним проплавленням, після відпалу зміцнились на 120 МПа, а із застосуванням присадного дроту — на 48 МПа.

# Висновки

1. Внаслідок впливу термічного циклу зварювання в металі шва всіх з'єднань псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаних АДЗ, фіксується переважно β-фаза, в β-зернах спостерігаються дисперсні частинки α-фази розміром близько 1 мкм, максимальна кількість β-фази в металі швів зварних з'єднань, виконаних без присадного матеріалу ВТ1-00св, становить 77 %.

2. В зварних швах псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаних із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св (10 і 20 %), кількість дисперсних частинок α-фази росте, їх розмір збільшується до 2...3 мкм в швах з вмістом 20 % дроту ВТ1-00св, а кількість β-фази в металі швів знижується до 60 %. 3. З'єднання сплаву ВТ19, виконані АДЗ із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св у кількості 20 %, мають показники тимчасового опору розриву на рівні 965 МПа і перевершують міцність основного металу, а з'єднання, що містять 10% присадного дроту ВТ1-00св, рівноміцні основному металу.

4. В результаті впливу відпалу при температурі 760 °С в металі з'єднань, виконаних АДЗ сплаву ВТ19, формується рівномірна, однорідна дрібнодисперсна двофазна(α+β)-структура з показниками тимчасового опору розриву зварних з'єднань на рівні 980 МПа.

5. Присадний метал для виконання з'єднань АДЗ в розкриття кромок для сплаву ВТ19, хімічний склад якого відповідає металу шва сплаву ВТ19, отриманого з додаванням 20 % ВТ1-00св, забезпечить з'єднанням показники тимчасового опору розриву на рівні 963 МПа після зварювання, а після відпалу при температурі 760 °С — на рівні 1010 МПа при показниках ударної в'язкості 29...32 Дж/см<sup>2</sup>.

#### Список літератури

- 1. Lütjering G., Williams J.C. (2003) *Titanium (engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag.
- Boyer R.R., Williams J.C. (2011) Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. *Proc. of 12th World Conf. on Titanium*. V. I., 10–19.
- Dobrescu M., Dimitriu S., Vasilescu M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia International*, 16(4), 73.
- 4. (2003) *Titanium and titanium alloys*. Eds by M. Peters, C. Leyens. Wiley–VCH, Weinkeim, Germany.
- (1994) Materials properties handbook. Titanium alloy. Ed. by R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings. ASM International. The material Information Society.
- 6. Хорев А.И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Технология машиностроения*, **6**, 5–8.
- Моисеев В.Н., Куликов Ф.Р., Кириллов Ю.П. и др. (1978) Сварные соединения титановых сплавов. Москва, Металлургия.
- 8. D.S.dos Santos, Bououdina M., Fruchart D. (2002) Structural and thermodynamic properties of the pseudo-binary TiCr<sub>2</sub>– $xV_x$  compounds with  $0.0 \le x \le 1.2$ . *Journal of Alloys and Compounds*, 340(1–2), 101–112.
- Gavze A.L., Petrova E.N., Chusov S.Y., Yankov V.P. (2009) Investigation of properties of titanium alloys with mechanically stable beta-structure for body armor application. *Techniczne Wyroby Włókiennicze*, 17(2–3), 54–57.
- Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. (2018) Воздействие термического цикла аргонодуговой сварки на структуру и свойства псевдо-β-титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, 8, 32–38. DOI: http://dx.doi.org/10.15407/ as2018.08.05
- Гуревич С.М., Замков В.Н., Кушниренко Н.А. и др. (1980) Изыскание присадочного материала для сварки (α+β)-титановых сплавов. Актуальные проблемы сварки цветных металлов. Киев, Наукова думка, сс. 314–320.
- Гуревич С.М., Замков В.Н., Блащук В.Е. и др. (1986) Металлургия и технология сварки титана и его сплавов. Киев, Наукова думка.

- Paton B.E., Zamkov V.N., Prilutsky V.P. (1996) Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium. *Weldimg J.*, 5, 37–41.
- 14. Ахонин С.В., Белоус В.Ю. (2017) Аргонодуговая сварка титана и его сплавов с применением флюсов (Обзор). *Автоматическая сварка*, **2**, 8–14.
- Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. Современная электрометаллургия, 3, 15–22. DOI: https://doi. org/10.15407/sem 2019.03.03
- Ахонин С.В., Северин А.Ю., Белоус В.Ю. и др. (2017) Структура и свойства титанового сплава ВТ19, полученного способом электронно-лучевой плавки, после термомеханической обработки. *Там же*, 19–24. DOI: https://doi. org/10.15407/sem2017.03.04
- Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко И.К. (2020) Термічна обробка отриманого способом ЕПП високоміцного псевдо-β-титанового сплаву та його зварних з'єднань. Сучасна електрометалургія, 1, 14–25. DOI: https://doi.org/10.37434/sem2020.01.02

#### References

- 1. Lütjering, G., Williams, J.C. (2003) *Titanium (Engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag.
- Boyer, R.R., Williams, J.C. (2011) Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. In: *Proc.* of 12<sup>th</sup> World Conf. on Titanium. Vol. I., 10–19.
- Dobrescu, M., Dimitriu, S., Vasilescu, M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia Intern.*, 16(4), 73.
- 4. (2003) *Titanium and titanium alloys*. Ed. by M. Peters, C. Leyens. Wiley–VCH, Weinkeim, Germany.
- (1994) Materials properties handbook. Titanium alloy. Ed. by R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings. ASM International. The Material Information Society.
- 6. Khorev, A.I. (2012) Titanium superalloy VT19. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, **6**, 5–8 [in Russian].
- 7. Moiseev, V.N., Kulikov, F.R., Kirillov, Yu.P. et al. (1978) *Welded joints of titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- 8. D.S.dos Santos, Bououdina, M., Fruchart, D. (2002) Structural and thermodynamic properties of the pseudo-binary  $\text{TiCr}_2-xV_x$  compounds with  $0.0 \le x \le 1.2$ . J. of Alloys and Compounds, 340(1–2), 101–112.
- Gavze, A.L., Petrova, E.N., Chusov, S.Y., Yankov, V.P. (2009) Investigation of properties of titanium alloys with mechanically stable beta-structure for body armor application. *Techniczne Wyroby Włókiennicze*, 17(2–3), 54–57.
- Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. (2018) Effect of thermal cycle of TIG welding on structure and properties of pseudo-β-titanium alloys. *The Paton Welding J.*, 8, 28–34. DOI: http://dx.doi.org/10.15407/tpwj2018.08.05
- Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Kushnirenko, N.A. et al. (1980) Search of filler material for welding of (α+β)-titanium alloys. Current problems of welding of nonferrous metals. Kyiv, Naukova Dumka, 314–320 [in Russian].
- 12. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Blashchuk, V.E. et al. (1986) *Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Paton, B.E., Zamkov, V.N., Prilutsky, V.P. (1996) Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium. *Weldimg J.*, 5, 37–41.
- Akhonin S.V., Belous V.Yu. (2017) Argon-arc welding of titanium and its alloys using fluxes (Review). *The Paton Welding J.*, 2, 7–12. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2017.02.02

- 5 Akin p SV, Piki lip AN, Berezos, VA. et al. (9) Lab oratory electron b am in t UE-M. S rem. Elektron et all, 3, 5 -2 [in Rs siath. DOI: h tp ://di or g 9 sem
- 6 Akin n SV, Severin AY n Belon, VY n et al. (9)
   Strutn e ad p op rties of n w h k streng h titain m alloy
   T(9) p od ed by the method of EBR after d formational

ad **h** at treatment . *Ib d*, **2**, **9** [in Rs siah . DOI: h tps:// di or g **9** sem**9** 

7 Akin p SV, Bilos, VY μ Selin, RV, Petrich k, IK. (2020) Heat treatment of high-strength pseudo-β-titanium alloy p od ed by EBM p ocess ad of its weld d join s. δ-chasna Elektron etall., 1, 4 -3 [in Uk ain alp. DOI: h tp://di or g g sem0

# INFLUENCEO FF ILLERM ATERIALO N THES TRUCTURE ANDP ROPERTIES OF WELDEDJ OINTSO FH IGH-STRENGTH VT9 TITANIUM ALLOY SV. Akin n VY B ilos R VS elih K P etry h kl M R ad h kS B R h s k EO P atoE lectric Weld h s titt eof t h N ASof U k ain . 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine, E-mail: office@paton.kiev.ua

The influence of filler material on the properties and structure of joints of VT19 titanium pseudo- $\beta$ -alloy, produced by tungsten electrode argon-arc welding was studied. It was established that predominantly  $\beta$ -phase in the amount of 60...77 % was present in the weld metal of all the joints of VT19 pseudo- $\beta$ -alloy. Joints of VT19 alloy produced by argon-arc welding, using VT1-00sv filler wire in the amount of 20 %, have the tensile strength values at the level of **9** MPa, and ex eed the **b** se metal streng h To p od e a bm og **n** on structure of the joints, it is **n** cessary to **n** e ps tweld an aling The imp ct of an aling at the temp rature of **6** °C results in formation in the metal of the joint s produced by argon-arc welding of VT19 alloy, of a uniform, homogeneous, fine two-phase ( $\alpha$ + $\beta$ )-structure with values off ens iles treng the weld jt oin son **b** lex lof **6** PaR eff Tab **F** ig

Key words: titanium; titanium alloys; welded joints; pseudo- $\beta$ -alloy; VT19; welding; tungsten electrode; flux; heat treatment; annealing; microstructure; mechanical properties

Надійшла до редакції 10.05.2022





м. Київ

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона 17 листопада 2022 р.

### Тематика конференції

• Зварювання та споріднені технології з'єднання та обробки перспективних конструкційних і функціональних матеріалів, фізико-хімічні процеси при їх реалізації

• Фізична та конструкційна міцність матеріалів, зварних з'єднань і конструкцій, їх діагностика та продовження ресурсу експлуатації

• Автоматизація і роботизація технологій з'єднання та обробки матеріалів, математичне моделювання процесів та інформаційні технології

• Створення нових функціональних та конструкційних матеріалів і технологій їх отримання методами спеціальної електрометалургії

- Нові процеси і технології нанесення покриттів різного призначення та інженерія поверхні
- Матеріали, технології і вироби медичного призначення

• Адитивні технології отримання виробів і елементів конструкцій на основі лазерних, електронно-променевих і дугових джерел енергії

Технології ремонту та відновлення інфраструктурних і промислових об'єктів.

### Контрольні дати

Подання заявок для участі в конференції

(доповідь наживо / on-line доповідь / стендова доповідь / без доповіді)

– тез доповідей	до 20.10.2022
– без доповіді	до 10.11.2022
Розсилка програми та збірки тез конференції	до 04.11.2022
Оплата організаційного внеску	до 16.11.2022
Організаційний комітет конференції тел./факс: (38044) 205-23-90 <i>E-mail: journal@paton.kiev.ua</i> www.pwi-scientists.com/ukr/wtd2022	



# Інноваційний апарат для очистки поверхні та друку зображень: MagicCleaner

Останнє покоління MagicCleaner від компанії Fronius тепер доступне у двох моделях. Пристрої серії MagicCleaner — це інноваційні засоби обробки зварних швів, які виконано методом зварювання TIG, і поверхні деталей із нержавіючої сталі. На додаток до чудово відполірованих зварювальних швів TIG, цей надійний апарат також може маркувати деталі логотипами або серійними номерами. Повна гнучкість, щоб розкрити свій зварювальний потенціал!

Нержавіюча сталь вирізняється, зокрема, наявністю хімічно пасивного шару зварного шва, який захищає метал від впливу навколишнього середовища. Під час зварювання він може зруйнуватися. У такому разі поверхня металу біля шва набуде забарвлення мінливого кольору та стане вразливою для корозії. Належні вигляд і стійкість матеріалу в довгостроковій перспективі можна буде відновити лише за допомогою професійної електрохімічної обробки — очищення та пасивування поверхні. Саме для таких потреб компанія Fronius створила серію пристроїв MagicCleaner. Завдяки новітній концепції та продуманій конструкції вони чинять мінімальний вплив на поверхню матеріалу порівняно із засобами хімічного та механічного очищення, а обробка здійснюється швидко та не передбачає додаткового пасивування.

За допомогою MagicCleaner легко відновити захисний шар на зварних швах і поверхнях з нержавіючої сталі. Незалежно від конфігурації пристрою — з ємністю 1,8 л (MagicCleaner 300) або тюбиком, який встановлено на очищувальному пальнику, — користувачі можуть точно та зручно регулювати споживання електроліту. Це сприяє економії ресурсів і дає змогу досягти екологічності виробництва. За допомогою MagicCleaner розчин електроліту доставляється саме туди, куди потрібно. Фетр для очистки та полірування, щітки, що входять у комплект, проникають у кути та щілини, забезпечуючи оптимальне очищення з мінімальним використанням матеріалів. Електрохімічне очищення значно економніше, ніж звичайне травлення в хімічних ваннах, і не руйнує матеріал, як піскоструменева обробка. Розробники подбали, аби користувачі могли легко та швидко ввести обладнання в експлуатацію, й реалізували інтуїтивно зрозумілу концепцію керування. Завдяки цьому усі важливі параметри (режим роботи, характеристики очищення та показники споживання електроліту) можна переглянути та налаштувати на передній панелі пристрою. Пристрої вирізняються легкістю й енергоефективністю, оскільки втілили в собі новітню інверторну технологію. Ця технологія забезпечує вихідну потужність на рівні пристроїв попереднього покоління за меншого споживання електроенергії.



MagicCleaner 150 — легка підготовка до роботи та простота використання

## ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2022 –



Порівняння до і після: зварювальний шов ТІG швидко та легко очищається електрохімічно. Фетр для очистки та полірування автоматично змочується електролітом

MagicCleaner — найсучасніша система електрохімічного очищення. Крім власне очищення, вона дає змогу полірувати поверхні деталей із нержавіючої сталі та наносити на них різноманітні зображення. Очищення та пасивування поверхні деталей із нержавіючої сталі здійснюється протягом одного проходу. Іншими словами, видалення забарвлення мінливого кольору, що виникає під час зварювання, та відновлення захисного хімічно пасивного шару зварного шва відбувається одно-



Чорний або білий друк для постійного маркування деталей з нержавіючої сталі позбавляє від необхідності тиснення, гравіювання або склеювання



MagicCleaner доступний у двох розмірах: MagicCleaner 150 для гнучкого та портативного використання та MagicCleaner 300 для більш інтенсивного використання на довгих зварних швах або великих площах очистки

часно. Полірування, яке виконують після очищення, надає поверхні деталей із нержавіючої сталі стійкого блиску та забезпечує якісніше пасивування. Крім того, за допомогою пристроїв лінійки MagicCleaner на поверхню деталей із нержавіючої сталі можна наносити різноманітні зображення чорним або білим друком. Ця чудова функція дає змогу відмовитися від наклейок і лазерного гравіювання. Все, що потрібно, це відповідна плівка та спеціальний розчин електроліту.

Fronius International — австрійська компанія з головним офісом в місті Петтенбах і відділеннями в містах Вельс, Тальхайм, Штайнхаус і Заттледт. Компанія, штат якої налічує 5660 співробітників по всьому світу, працює в галузях зварювального обладнання, фотовольтаїки та систем для заряджання акумуляторних батарей. Близько 92 % продукції компанії постачається на експорт за допомогою 36 міжнародних дочірніх компаній Fronius, а також мережі торгових партнерів і представників у більш ніж 60 країнах. Компанія Fronius пропонує інноваційні продукти та послуги, а також володіє 1321 чинними патентами, що робить її світовим лідером інновацій.