

### Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

### **3MICT** НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Піскун Н.В., Фальченко Ю.В., Петрушинець Л.В., Устінов А.І., Мельніченко Т.В., Статкевич І.І. Формування структури та механічних властивостей з'єднань з інтерметалідного сплаву TiAINb Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К. Структура та механічні властивості з'єднань псевдо-β титанового сплаву при TIG зварюванні...... 11 Коржик В.М., Щерецький В.О., Чайка А.А., Jianglong Yi. Розрахункова оцінка використання нанорозмірних частинок при модифікуванні литої структури металу шва......18 Дмитрик В.В., Глушко А.В., Іглін С.П. Структурні зміни металу зварних з'єднань тривало експлуатованих паропроводів......24 Стефанів Б.В., Ниркова Л.І., Ларіонов А.В., Осадчук С.О. Корозійна стійкість композиційного матеріалу, наплавленого TIG способом з використанням гнучкого шнура TeroCote 7888T ..... 29

#### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Нестеренков В.М., Загорніков В.І., Орса Ю.В.,
Ігнатенко О.М. Особливості застосування електронно-
променевого зварюваня при виготовленні катодного
вузла електронної гармати33
Коваль В.А., Лабур Т.М., Яворська Т.Р. Властивості
з'єднань алюмінієвого сплаву марки В1341Т в умовах
ТІС зварювання
Матвійчук В.А., Нестеренков В.М. Адитивне електронно-
променеве обладнання для пошарового виготовлення
металевих виробів із порошкових матеріалів44
Покляцький А.Г., Федорчук В.Є., Мотруніч С.І.,
Фальченко Ю.В., Кисла Г.П. Вплив скандію на механічні
властивості зварних з'єднань сплаву Д16, отриманих з
присадними дротами різних систем легування50
Косторной О.С., Лактіонов М.О. Дугове та плазмово-
порошкове наплавлення ущільнювальних поверхонь
робочих коліс насосів57
ХРОНІКА
Пам'яті О.М. Іванової61

#### ΙΗΦΟΡΜΑЦΙЯ

WireSense: дротовий е	пектрод у якості датчика	. 62
Міжнародні та європей	ські стандарти в галузі	
зварювання пластмас		. 63
Календар конференцій,	семінарів	
та виставок у 2020 р		. 64
	Інститут електрозварювання ім	л. Є.C
	в Міжнародно	му ін



# **Automatic Welding**

Published 12 times per year since 1948

### CONTENTS SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Piskun N.V., Falchenko Yu.V., Petrushynets L.V., Ustinov A.I., Melnichenko T.V., Statkevych I.I. Formation of the structure and mechanical properties of joints of Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V., Petrichenko I.K. Impact of TIG welding on the structure and mechanical properties of joints of pseudo-β-titanium alloy...... 11 Korzhik V.M., Shcheretskii V.O., Chaika A.A., Jianglong Yi. Calculated evaluation of application of nano-sized particles Dmytryk V.V., Glushko A.V., Iglin S.P. Structural changes in the metal of welded joints of long-term operating steam Stefaniv B.V., Nvrkova L.I., Larionov A.V., Osadchuk S.O. Corrosion resistance of composite material deposited by TIG method using flexible cord Terocote 7888T......29

#### INDUSTRIAL

Nesterenkov V.M., Zagornikov V.I., Orsa Yu.V., Ignatenko O.M. Features of applying electron beam welding in manufacture of the cathode assembly
of the electron gun33
Koval V.A., Labur T.M., Yavorska T.R. Properties of V134T grade alloy under the conditions
of TIG welding
Matviychuk V.A., Nesterenkov V.M. Additive electron beam equipment for layer-by-layer manufacture of metal products from powder materials
Poklyatskii A.G., Fedorchuk V.E., Motrunich S.I., Falchenko Yu.V., Kisla G.P. Influence of scandium on mechanical properties of welded joints of D16 alloy produced using filler wires of different
alloying systems50
Kostornoj O.S., Laktionov M.O. Arc and plasma-powder surfacing of sealing surfaces of pump impellers

#### **NEWS**

РОНІКА	In memory of O.M. Ivanova	61
ОРМАЦІЯ ктрод у якості датчика 62 кі стандарти в галузі 63	INFORMATION WireSence: wire electrode as sensor International and European standards in the field of plastic welding	62 63
емінарів нститут електрозварювання ім. Є.О. в Міжнародному інс та в Європейській зва	Calendar of conferences, seminars and exhibitions in 2020 Патона НАНУ представляє Україну титуті зварювання рювальній федерації	64
The E.O. Paton Electric Welding Insti in International Ins and in European Fed	tute of the NASU represents Ukraine stitute of Welding leration for Welding	F

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

### Автоматическая сварка Automatic Welding

#### РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені IE3 ім. Є.О. Патона НАНУ: Б.Є. Патон (головний редактор), С.І. Кучук-Яценко (заст. гол. ред.), В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред) О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов, В.В. Книш, В.М. Коржик, І.В. Крівцун, Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов, М.О. Пащин, В.Д. Позняков, І.О. Рябцев, К.А. Юшенко: **В.В. Дмитрик**, НТУ «ХПІ», Харків; В.В. Квасницький, С.П. Чвертко, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ; М.М. Студент, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів; М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль; У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань, Аахен, Німеччина;

Я. Пілярчік, Інститут зварювання, Глівіце, Польща

#### Засновники

Національна академія наук України, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ, Міжнародна Асоціація «Зварювання» (видавець)

#### Адреса

IE3 ім. Є.О. Патона НАНУ 03150, Україна, Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11 Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277 Факс: (38044) 200 8277 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

Журнал входить до переліку затверджених Міністерством освіти і науки України видань для публікації праць здобувачів наукових ступенів.

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну реєстрацію КВ 4788 від 09.01.2001

ISSN 0005-111X DOI: http://dx.doi.org/10.37434/as

#### Передплата

Передплатний індекс 70031. 12 випусків на рік (видається щомісячно). Друкована версія: 2400 грн. за річний комплект з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю. Електронна версія: 2400 грн. за річний комплект (випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до архіву журнала).

Журнал «Автоматичне зварювання» перевидається англійською мовою під назвою «The Paton Welding Journal»: www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів редакція журналу відповідальності не несе.

**EDITORIAL BOARD** 

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU: B.E. Paton (Editor-in-Chief), S.I. Kuchuk-Yatsenko (Deputy Editor-in-Chief), V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief) O.M. Berdnikova, Yu.S. Borisov, V.V. Knysh, V.M. Korzhyk, I.V. Krivtsun, Yu.M. Lankin, L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov, M.O. Pashchin, V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev, K.A. Yushchenko; V.V. Dmytryk, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv; V.V. Kvasnytskyi, E.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv; M.M. Student, Karpenko Physico-Mechanical Institute of NASU, Lviv; M. Zinigrad, Ariel University, Israel; U. Reisgen, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany; Ja. Pilarczyk, Welding Institute, Gliwice, Poland

Founders

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

Address E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU 03150, Ukraine, Kyiv-150, 11 Kasymyr Malevych Str. Tel.: (38044) 200 6302, 200 8277 Fax: (38044) 200 8277 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

The Journal is included in the list of publications approved by the Ministry of Education and Science of Ukraine for the publication of works of applicants for academic degrees. Recommended for printing editorial board of the Journal

> Certificate of state registration of KV 4788 dated 09.01.2001 ISSN 0005-111X DOI: http://dx.doi.org/10.37434/as

> > Subscription

Subscription index 70031. 12 issues per year (issued monthly), back issues available. \$180, subscriptions for the printed (hard copy) version, air postage and packaging included. \$150, subscriptions for the electronic version (sending issues of Journal in pdf format or providing access to IP addresses).

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding) journal is republished in English under the title «The Paton Welding Journal»: www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

The editorial board is not responsible for the content of the promotional material.

Підписано до друку 18.02.2020. Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,44. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

## ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ З'ЄДНАНЬ З ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ ТіAINb ПРИ ДИФУЗІЙНОМУ ЗВАРЮВАННІ

#### Н.В. Піскун, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, А.І. Устінов, Т.В. Мельніченко, І.І. Статкевич

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua В роботі досліджено вплив технологічних прийомів дифузійного зварювання в вакуумі на формування структури та механічні властивості з'єднань з інтерметалідного сплаву TiAlNb. Показано, що зварювання інтерметалідного сплаву способом дифузійного зварювання в вакуумі при температурі T<sub>зв</sub> = 1050 °C, тиску P<sub>зв</sub> = 10 МПа, протягом 20 хв. не забезпечує отримання бездефектних з'єднань. Після зварювання в стику спостерігається лінія з'єднання, вздовж якої знаходиться значна кількість дефектів у вигляді ланцюжка пор. Збільшення параметрів зварювання до температури T<sub>22</sub> = 1200 °C, тиску P<sub>22</sub> = 30 МПа, тривалості зварювання 30 хв., а також використання пластичного прошарку з NbTi сплаву товщиною 1 мм дозволяє покращити умови формування зварного з'єднання та значно зменшити кількість дефектів в стику. В процесі зварювання між матеріалом прошарку та інтерметалідним сплавом відбувається утворення загальних зерен та дифузійної зони товщиною 25...35 мкм. Використання при зварюванні інтерметалідного сплаву TiAlNb наношаруватого проміжного прошарку системи Al-Ti загальною товщиною 25 мкм у поєднанні з циклічним навантаженням у вигляді 3 циклів навантаження-розвантаження призводить до зміни характеру структури в зоні з'єднання. На мікроструктурах зварних з'єднань, отриманих за допомогою оптичної металографії, лінія з'єднання не спостерігається. Застосування електронної мікроскопії дозволяє виявити в стику дифузійну зону товщиною 15...20 мкм, за складом близькою до хімічного складу інтерметалідного сплаву. Дослідження міцності зварних з'єднань на стиснення дозволили встановити, що середня міцність з'єднань з інтерметалідного сплаву TiAlNb, отриманих з використанням прошарку зі сплаву NbTi, становить 988,2 МПа, а використання при зварюванні наношаруватого прошарку системи АІ-Ті дозволяє збільшити середню міцність зразків до 1279,8 МПа. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: інтерметалідний сплав TiAlNb, дифузійне зварювання, проміжні прошарки, мікроструктура з'єднань

Алюмініди титану є представниками важливого класу сплавів, що містять унікальний набір фізико-механічних властивостей, який робить їх перспективними для виготовлення елементів авіадвигунів. Основним недоліком зазначених сплавів є низька пластичність при кімнатній температурі, що ускладнює їх технологічну обробку і промислове використання.

Одним з напрямків можливого вирішення проблеми підвищення пластичності і, відповідно, технологічності є створення сплавів з орто- або  $B_2$ -структурою. Відомо, що додавання ніобію в  $\gamma$ -TiAl сприяє підвищенню його пластичності [1]. З цією метою алюмініди титану легують досить значною кількістю ніобію (до 25 ат. %) та іншими  $\beta$ -стабілізаторами. Однак при багатьох позитивних характеристиках орторомбічні сплави з вмістом ніобію до 25 ат. % мають підвищену щільність (6,9 г/см<sup>3</sup>). Крім того, високий вміст ніобію призводить до значного подорожчання сплавів.

Сучасною тенденцією розвитку технології жароміцних інтерметалідів на основі ТіАІ є створення класу сплавів, що мають в своєму складі третю фазу  $\beta$ , присутність якої полегшує технологічну обробку матеріалу, в тому числі прокатку і гаряче пресування [2–4]. Сплави у-ТіАl містять 42..46 ат. % алюмінію і в якості лігатури в сумі до 10 ат. % перехідні метали, що стабілізують первинну β-Ті фазу (відому в низькотемпературному упорядкованому стані як В2-фаза з решіткою ОЦК). Крім обов'язкового легування Nb, можуть використовуватися такі β-стабілізатори, як Мо, Та, Zr, Cr, W, V. Їх застосування призводить до збереження в сплаві при кристалізації відносно малої об'ємної фракції залишкової В,-фази, пластичної як при кімнатній, так і при високих температурах. Для створення B<sub>2</sub>-фази може використовуватися молібден, який має високу β-стабілізуючу активність (звідси з'явилася абревіатура TNM – TiAl-Nb-Mo) [5-7]. Створення сплавів типу TNM дозволяє вирішити проблему низької пластичності інтеметалідів при кімнатній температурі, а також підвищити стійкість роботи виробів при високих температурах.

В даний час увага дослідників приділяється створенню інтерметалідних сплавів потрійної системи Ti–Al–Nb. Складність отримання з'єднань з них методом дифузійного зварювання, насамперед, полягає в наявності на їх поверхні шару оксиду, який перешкоджає утворенню зварного з'єд-

Піскун Н.В. – orcid.org/0000-0003-1459-2310, Фальченко Ю.В. – orcid.org/0000-0002-3028-2964, Петрушинець Л.В. – orcid.org/0000-0001-7946-3056, Устінов А.І. – orcid.org/0000-0002-8855-3499, Мельніченко Т.В. – orcid.org/0000-0002-1460-5532, Статкевич І.І. – orcid.org/0000-0001-9403-2123 © Н.В. Піскун, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, А.І. Устінов, Т.В. Мельніченко, І.І. Статкевич, 2020 нання. Сплави цієї групи також мають недостатню пластичність, що, в свою чергу, перешкоджає схопленню контактних поверхонь на стадії утворення фізичного контакту. Відомі праці з дифузійного зварювання алюмінідів титану.

Автори [8] досліджували можливість дифузійного зварювання сплаву  $\gamma$ -TiAl. Було встановлено, що найвищі значення міцності на зсув були отримані на режимі:  $T_{_{3B}} = 1000 \,^{\circ}$ С,  $P_{_{3B}} = 10 \,$  МПа,  $t = 300 \,$  хв. (388,4 МПа). Незважаючи на бездефектність з'єднань усі зразки руйнувались при значеннях міцності на зсув на рівні 25 % від основного металу, причиною чого є наявність крихкої фази  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al вздовж стику.

В роботі [9] було показано, що при однаковому режимі зварювання сплаву ТіАl з високим вмістом Nb ( $T_{_{3B}}$ =1100 °С,  $P_{_{3B}}$ = 30 МПа, t = 45 хв.), зниження шорсткості з 0,261 до 0,062 мкм дозволяє підвищити міцність на зсув на 100 МПа (до 383 МПа). Контроль шорсткості поверхонь зразків також позитивно впливає на формування структури з'єднань – з її зменшенням фаза  $\alpha_2$ -Ті<sub>3</sub>Al в стику зникає. Проведення термообробки сприяє усуненню лінії з'єднання, дещо підвищуючи тим самим міцність на зсув, але значно змінюючи мікроструктуру основного матеріалу. Вона стає грубозернистою, повністю пластинчастою.

Автори роботи [10] з метою інтенсифікації процесу утворення з'єднання сплаву TiAl з високим вмістом Nb при дифузійному зварюванні в якості джерела нагріву використовували імпульсний струм. Припускається, що плазма, яка утворюється в проміжках між поверхнями, активує та очищує їх, видаляючи оксиди та забруднення. Оптимальні параметри зварювання були наступні:  $T_{_{3B}} = 1200$  °C,  $P_{_{3B}} = 15$  МПа, t = 60 хв. При даному режимі в зоні з'єднання вихідна ламелярна мікроструктура перетворюється на дуплексну, яка має вищі механічні властивості. Підвищення тиску до 30 МПа при температурі зварювання 1200 °C сприяє інтенсивному росту зерна, що призводить до падіння міцності з'єднань на розрив з 657 до 574 МПа.

Автори [11] вказують на необхідність проходження рекристалізаційних процесів в стику для отримання якісного з'єднання сплаву TiAl з високим вмістом Nb. Дифузійне зварювання при температурі вище 1100 °С і тиску 30 МПа призводить до перекристалізації на границі контакту, сприяючи міграції границі розділу. Міцність з'єднань на зсув зростає зі збільшенням температури і тиску зварювання та досягає найбільшого значення (близько 400 МПа) при наступних параметрах режиму:  $T_{3B} = 1150$  °C,  $P_{3B} = 30$  МПа, t = 45 хв.;  $T_{3B} = 1100$  °C,  $P_{3B} = 40$  МПа, t = 45 хв.

Одним з методів активації зварювальних поверхонь є застосування проміжних прошарків,

використання яких дозволяє локалізувати пластичну деформацію безпосередньо в стику та мінімізувати вимоги до шорсткості і якості підготовки поверхонь.

В роботі [12] вивчали можливість дифузійного зварювання у-TiAl з використанням в якості проміжного прошарку суміші порошків титану, алюмінію та вуглецю високої чистоти. Порошки холодним способом пресували в циліндричні зразки товщиною 0,5 мм. Отриманий таким чином прошарок поміщали поміж зразками, що зварювали, і нагрівали до температури плавлення алюмінію (660 °С) під тиском 15...55 МПа. Порошкова суміш вступала в реакцію та утворювала на границі з алюмінідом титану шар TiAl, та пористу суміш фаз ү-ТіАІ і ТіС в центральній ділянці області з'єднання. Найвищі значення міцності на розрив (близько 70 МПа) були отримані при зварювальному тиску 30 МПа. Більші або менші його значення призводять до росту пористості і як наслідок зниження значень механічних властивостей.

Для зменшення хімічної неоднорідності в зоні з'єднання існує необхідність у застосуванні більш тонкої фольги, проте здатної до пластичного деформування в процесі зварювання. До таких матеріалів можна віднести фольги, отримані методом електронно-променевого випаровування і конденсації у вакуумі. Як показали попередні дослідження в процесі зварювання вони можуть трансформуватися в структуру, близьку за хімічним складом до матеріалу, що зварюється [13].

Метою даної роботи є дослідження впливу дифузійного зварювання в вакуумі сплаву TiAlNb при використанні прошарків систем Nb–Ti або Al– Ti на формування структури та механічні властивості з'єднань.

Методики досліджень, матеріали та підготовка зразків для зварювання. Для проведення досліджень використовувався інтерметалідний сплав TiAlNb (Ti – 28,80Al – 11,27Nb – Cr3,51 – 3,16Zr, мас. %). Сплав був розроблений в IE3 ім. Є.О. Патона і отриманий методом електронно-променевої плавки із застосуванням більш легких  $\beta$ -стабілізаторів, а саме Cr та Zr при зменшенні концентрації Nb і зниженим до 28,80 мас. % вмісту Al.

Розроблений сплав має такі переваги.

По-перше, Nb підвищує опір повзучості внаслідок зниження дифузійної рухливості елементів, зміцнює  $\gamma$  і  $\alpha_2$ -фази, а також покращує стійкість TiAl до окислення.

По-друге, Zr i Cr також, як i молібден, стабілізують β-фазу. Zr i Cr легші за Мо i тому створений сплав має меншу щільність, що є вагомим аргументом для аерокосмічної промисловості. Щільність отриманого сплаву 4,11 г/см<sup>3</sup>, що майже в 1,7 рази менше, ніж для сплавів TNM (6,9 г/см<sup>3</sup>). Крім того, Сг, особливо в мікрокількості, покращує корозійну стійкість.

Первинний зливок, одержаний методом електронно-променевої плавки, мав нерівномірну грубу мікроструктуру, неоднорідний розподіл елементів по полю зливка, а також безліч пор і тріщин. Всі ці недоліки і визначали його низькі механічні властивості при кімнатній температурі. Відомо, що перед використанням литого інтерметалідного матеріалу його необхідно піддавати газостатичному ізотермічному пресуванню, багатогодинній термічній обробці або прокатці [14].

Обробку зливка проводили методом індукційної безтигельної зонної плавки (ІБЗП) [15]. Мікроструктура зразка (рис. 1) після зонного переплаву складається з витягнутих в одному напрямку зерен з середнім розміром 31,5 мкм, які також мають внутрішню ламельну структуру, що складається з  $\gamma+\alpha_2$  пластинчастих колоній, уздовж яких з'являються виділення світлих шарів  $\beta$ -фази і голчасті –  $\gamma$ -фази. У центрі зразка границі між зернами тонкі і мають товщину 2 мкм [16].

Розрізання металу на зразки для зварювання проводили на електроерозійному верстаті. Для зварювання вирізали зразки розміром 10×10×5 мм.



Рис. 1. Мікроструктура інтерметалідного сплаву після ІБЗП у вихідному стані (біла стрілка вказує напрямок кристалізації сплаву при плавці) Поверхні, що підлягали з'єднанню, шліфували на алмазному крузі та знежирювали спиртом.

Зварювання інтерметалідного сплаву проводили на установці У-394М. Рівномірність нагріву зразків забезпечували за рахунок використання електронно-променевого нагрівача кільцевої форми, який встановлювали на рівні стика. Параметри процесу зварювання були наступні: температура зварювання  $T_{_{3B}} = 1050...1200$  °C, зварювальний тиск  $P_{_{3B}} = 10...30$  МПа, тривалість зварювання t = 20...30 хв., вакуум в робочій камері підтримували на рівні 1,33·10<sup>-3</sup> Па. Зварювання зразків проводили із застосуванням статичного та циклічного навантаження. Циклограми процесів зварювання наведено на рис. 2.

Після створення у вакуумній камері розрядження на рівні 1,33·10<sup>-3</sup> Па проводили нагрівання зразків. При досягненні необхідної температури і витримці на режимі протягом кількох хвилин для вирівнювання температурного поля (тривалість визначається розмірами зразків) прикладається тиск зварювання.

Загальний час зварювання при застосуванні статичного навантаження складав 20 хв., а при застосуванні циклічного навантаження 30 хв. При циклічному навантаженні застосовували 3 цикли навантаження–розвантаження зразків.

Зварювання зразків проводили як без застосування проміжних прошарків, так і з прошарками у вигляді фольги. В якості прошарків використовували ніобій-титановий сплав або наношарувату фольгу системи Al–Ti.

Прошарок зі сплаву NbTi був одержаний за технологією електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю інтерметалідного сплаву системи TiAl та ніобієвого сплаву 5ВМЦ. Ніобій в сплаві сприяє підвищенню жароміцності, пластичності і опору окисленню. Склад отриманого NbTi сплаву: Nb – 43,49Ti – 3,06W – 2,35 Al, мас. %.

Як показали дослідження, твердість металу однорідна і по перетину зливка складає *HV* – 1810...1930 МПа. Прошарок зі сплаву NbTi



Рис. 2. Циклограма процесу ДЗВ: a - ДЗВ зі статичним навантаженням; b - ДЗВ з циклічним прикладенням тиску;  $T_{_{3B}}$  – температура зварювання;  $P_{_{3B}}$  – зусилля стиснення зразків;  $t_1$  – тривалість нагрівання до  $T_{_{3B}}$ ;  $t_2$  – тривалість витримки при  $T_{_{3B}}$ ;  $t_3$  – тривалість зварювання;  $t_4$  – тривалість охолодження



Рис. 3. Мікроструктура (×25) зони з'єднання сплаву TiAlNb при зварюванні на режимі:  $a - T_{_{3B}} = 1050$  °C,  $P_{_{3B}} = 10$  МПа, t = 20 хв.;  $\delta - T_{_{3B}} = 1200$  °C,  $P_{_{3B}} = 30$  МПа, t = 30 хв.

вирізали на електроерозійному верстаті, після чого проводили шліфування його поверхонь. Товщина прошарку складала 1 мм.

Наношарувату фольгу на основі систем Al–Ti отримували методом електронно-променевого випаровування та конденсації у вакуумі. Процес осадження полягає в пошаровій конденсації елементів на горизонтальну підкладку, що обертається, яка закріплена на валу установки УЕ204.

Наношарувату фольгу (табл. 1) для використання в якості проміжного прошарку вибирали виходячи зі складу матеріалу, що зварювали, таким чином, щоб компоненти прошарку виступали легуючими елементами основного матеріалу. Фольга характеризуються рівномірним розподілом елементів по товщині.

Дослідження структури та фазового складу отриманих з'єднань проводили за допомогою методів оптичної мікроскопії на мікроскопі «Neophot-32» та скануючої електронної мікроскопії (SEM) на мікроскопі: CAMSCAN 4, оснащеного системою енергодисперсійного аналізу Oxford Іпса Energy 200. Для визначення хімічного складу елементів в зоні з'єднання дослідження проводили на плоских зразках, які виготовляли за стандартною методикою з використанням шліфувально-полірувального обладнання фірми Struers. За цією методикою були виготовлені шліфи як поперечного перерізу фольги, так і зварних з'єднань.

Для виявлення мікроструктури зразків методом оптичної металографії здійснювали травлення в реактиві, що складається з суміші плавикової та азотної кислот у співвідношенні: 1 частина плавикової (HF) і 3 частини азотної (HNO<sub>3</sub>). Фотографії мікроструктури з'єднань отримували за допомогою цифрової фотокамери C-3000 фірми «OLYMPUS».

Мікротвердість зразків виміряли на твердометрі М-400 фірми «LECO» алмазною пірамідкою. Значення навантаження складало 25 г.

<b>.</b>	Загальна товщина	Товщина шару, нм		Склад фольги, ат. %		Склад фольги, мас. %	
Фолыа	фольги, мкм	Al	Ti	Al	Ti	Al	Ti
Al/Ti	25	30	25	47,14	52,86	33,45	66,55

Таблиця 1. Загальна характеристика фольги АІ/Ті

Зразки для механічних випробувань вирізали зі зварних з'єднань за допомогою електроерозійного верстата. Розмір зразків становив 4×4×8 мм. На одному з отриманих після зварювання зразків проводили металографічні дослідження структури та хімічного складу, а інші використовували для оцінки механічних властивостей зварних з'єднань.

Зварювання інтерметалідного сплаву TiAlNb без використання проміжних прошарків. Зварювання інтерметалідного сплаву TiAlNb проводили при температурі  $T_{_{3B}} = 1050$  °C, тиску  $P_{_{3B}} = 10$  МПа, протягом 20 хв. Як показали металографічні дослідження зразків, в стику спостерігається лінія з'єднання, вздовж якої знаходиться значна кількість дефектів у вигляді ланцюжка пор, що добре виявляється при хімічному травленні з'єднання (рис. 3, *a*).

Підвищення параметрів режиму зварювання до  $T_{_{3B}} = 1200$  °C,  $P_{_{3B}} = 30$  МПа при витримці протягом 30 хв. дозволяє значно зменшити кількість дефектів в стику (рис. 3,  $\delta$ ). При цьому мікротвердість матеріалу безпосередньо в зоні з'єднання складає *HV* 4800 МПа, на відстані 20 мкм від стика – відповідно *HV* 4730 МПа, а на відстані 50 мкм – *HV* 4180 МПа.

Зварювання інтерметалідного сплаву TiAlNb з використанням прошарку на основі сплаву NbTi. Застосування при зварюванні прошарку з більш м'якого матеріалу ніж інтерметалідний сплав дозволяє покращити умови формування зварного з'єднання (рис. 4). При зварюванні на режимі:  $T_{3B} = 1050 \,^{\circ}$ С;  $P_{3B} = 15 \,$  МПа та  $t = 30 \,$  хв., у стику спостерігається дифузійна зона, структура металу якої відрізняється від структури інтерметалідного сплаву TiAlNb (рис. 4, *a*). З двох боків (відносно прошарку) ця зона відокремлена від інтерметалідного сплаву чіткими лініями, вдовж яких спостерігається скупчення дефектів.

При збільшенні параметрів зварювання до температури  $T_{_{3B}} = 1200$  °C та значення тиску  $P_{_{3B}} = 30$  МПа, при збереженні часу витримки t = 30 хв., кількість дефектів в стику значно зменшується (рис. 4,  $\delta$ ).

Застосування електронної мікроскопії дозволяє виявити в стику значну дифузію хімічних елемен-



Рис. 4. Мікроструктура зони з'єднання сплаву TiAlNb при зварюванні з використанням прошарку зі сплаву NbTi на режимі:  $a - T_{_{3B}} = 1050 \,^{\circ}\text{C}, P_{_{3B}} = 15 \,\text{MIa}, t = 30 \,\text{xB}. (\times 25); \delta - T_{_{3B}} = 1200 \,^{\circ}\text{C}, P_{_{3B}} = 30 \,\text{MIa}, t = 30 \,\text{xB}. (\times 200)$ тів (рис. 5). На рис. 5, а представлено половину ку системи Al–Ti. Зварювання інтерметалідного

тів (рис. 5). на рис. 5, а представлено половину зварного з'єднання.

Як видно з рис. 4, б та рис. 5, а в стику в процесі зварювання між матеріалом прошарку і інтерметалідним сплавом відбувається утворення загальних зерен. Вздовж границі прошарок–сплав ТіАІNb спостерігається дифузійна зона товщиною 25...35 мкм. Хімічний склад цієї зони відповідає наступному вмісту елементів: 47,04Ti – 29,31Nb – 20,28Al – 1,97Cr – 1,4W, % ваг. В середній частині хімічний склад прошарку внаслідок його значної товщини зберігається (66,34Nb – 28,83Ti – 3,48W – 1,35Al, мас. %).

Як показують результати досліджень, в приконтактній зоні прошарок–інтерметалідний сплав спостерігається підвищення значень мікротвердості до *HV* 5090 МПа. Мікротвердість в самому інтерметалідному сплаві, на відстані 0,1 мм від стика становить *HV* 3670 МПа, а на відстані 2 мм – *HV* 4120 МПа, в центральній частині прошарку відповідно *HV* 2440 МПа.

Зварювання інтерметалідного сплаву TiAlNb з використанням наношаруватого прошарку системи Al–Ti. Зварювання інтерметалідного сплаву TiAlNb з використанням наношаруватого прошарку системи Al–Ti загальною товщиною 25 мкм проводили при наступних параметрах: температура  $T_{_{3B}} = 1200$  °C, тиск  $P_{_{3B}} = 30$  МПа, тривалість витримки t = 30 хв. Аналіз мікроструктури з'єднань показує, що в ході зварювання на місці розташування наношаруватого прошарку формується дифузійна зона товщиною близько 20...25 мкм (рис. 6, *a*). В середині дифузійної зони спостерігаються дрібнодисперсні виділення. З двох боків від цієї зони проходять лінії спряження з інтерметалідним сплавом. Тріщин і пор в стику не виявлено.

Застосування при зварюванні циклічного навантаження (3 цикли навантаження–розвантаження) призводить до зміни характеру структури в зоні з'єднання. На мікроструктурі зварних з'єднань, отриманих за допомогою оптичної металографії, лінія контакту не спостерігається. Лінія контакту наношаруватого прошарку з інтерметалідним сплавом як елемент мікроструктури відсутня (рис. 6, б).

За допомогою електронної мікроскопії в стику можна виявити дифузійну зону товщиною близько *I*, відн. од.



Рис. 5. Мікроструктура зони з'єднання сплаву TiAlNb, отриманого з використанням прошарку зі сплаву NbTi на режимі:  $T_{_{3B}} = 1200 \,^{\circ}\text{C}$ ,  $P_{_{3B}} = 30 \,\text{MIa}$ ,  $t = 30 \,\text{xB}$ . (*a*); розподіл хімічних елементів в стику (*б*); вміст хімічних елементів в окремих ділянках в зоні з'єднання (*в*)



Рис. 6. Мікроструктура зони з'єднання сплаву TiAlNb при зварюванні з використанням наношаруватого прошарку системи Al–Ti на режимі:  $a - T_{_{3B}} = 1200 \text{ °C}$ ;  $P_{_{3B}} = 30 \text{ MIa}$ ; t = 30 xB. (×500);  $\delta - T_{_{3B}} = 1200 \text{ °C}$ ; 3 цикли тиску  $P_{_{3B}} = 30 \text{ MIa}$ ; t = 30 xB. (×50)



Crane	Хімічний склад, мас. %					
Chekip	Al	Ti	Cr	Nb		
2	32,83	55,84	3,28	8,05		
3	35,14	55,93	2,88	6,05		
4	31,31	67,12	1,57	-		

Рис. 7. Мікроструктура зони з'єднання сплаву TiAlNb, отриманого з використанням наношаруватого прошарку системи Al–Ti на режимі:  $T_{_{3B}} = 1200 \,^{\circ}$ C, 3 цикли тиску  $P_{_{3B}} = 30 \,$  MПa,  $t = 30 \,$  xB. (*a*); розподіл хімічних елементів в стику ( $\delta$ ) та вміст хімічних елементів в окремих ділянках в зоні з'єднання

15...20 мкм (рис. 7, *a*), за хімічним складом близьку до хімічного складу інтерметалідного сплаву.

Хімічний склад елементів в зоні з'єднання становить: 67,12Ті – 31,31АІ – 1,57 Сг, мас. %. Тобто, після зварювання інтерметалідного сплаву з використанням наношаруватого прошарку в стику формується дифузійна зона, в якій спостерігається підвищений вміст титану (67,12 %), алюмінію (31,31 %), незначний вміст хрому на рівні 1,57 мас. % (рис. 7, б).

Як показують результати досліджень, в дифузійній зоні відбувається підвищення значень мікротвердості до *HV* – 5160...5400 МПа. Значення мікротвердості в інтерметалідному сплаві становить *HV* 4370 МПа. Дослідження механічних властивостей зварних з'єднань. Дослідження міцності зварних з'єднань на стиснення проводили згідно стандарту ASTM D695. Механічні властивості сплавів при кімнатній температурі досліджували шляхом одновісного стиснення з використанням випробувальної машини INSTRON 8802 та екстензометра 2620-601. Швидкість деформації складала  $2 \cdot 10^{-4}$  с<sup>-1</sup>. Використання методу стиснення найбільш ефективне тоді, коли зразки мають невеликі розміри. Реалізується діаграма в координатах σ-є. В табл. 2 наведено параметри зразків та результати випробувань зразків на стиснення.

За результатами випробувань отримано серію діаграм в координатах σ-ε, які наведено на рис. 8.

т <i>с</i> о п	•		~	
Гаолиця 2. Пара	аметри зразків	та результати	випрооувань 3	вразків і

Номер зразка	Тип з'єднання	Площа зразка <i>F</i> , мм	Тимчасовий опір	Межа теку- чості σ <sub>ст02</sub> , МПа	Відносне скорочення при мак- симальному зусиллі б <sup>(о)</sup> , %	Модуль пружності $E_1$ , МПа
1-1	Зварювання з	15,52	1021,2	637,0	10,5	71893,0
1-2	прошарком зі	16,10	1044,4	608,0	11,8	87872,0
1-3	сплаву NbTi	15,54	898,8	600,0	9,7	84306,0
2-1	Зварювання з	16,28	1153,1	605,0	12,3	90327,0
2-2	наношаруватим	16,34	1435,3	628,0	19,1	84784,0
2-3	прошарком	16,92	1250,9	615,0	13,6	95480,0



Рис. 8. Діаграми випробувань зразків зі сплаву TiAlNb, отриманих при зварюванні з прошарком зі сплаву NbTi (1) та при зварювання з наношаруватим прошарком (2)

Механічні випробування з'єднань на стиснення дозволили встановити, що середня міцність з'єднань з інтерметалідного сплаву TiAlNb, отриманих з використанням прошарку зі сплаву NbTi, становить 988,2 МПа, а середня міцність зразків, отриманих з наношаруватим прошарком системи Al–Ti, відповідно, 1279,8 МПа.

#### Висновки

1. Зварювання інтерметалідного сплаву TiAlNb способом дифузійного зварювання в вакуумі при температурі  $T_{_{3B}} = 1050$  °C, тиску  $P_{_{3B}} = 10$  МПа, протягом 20 хв. не забезпечує отримання бездефектних з'єднань. Після зварювання в стику спостерігається лінія контакту, вздовж якої знаходиться значна кількість дефектів у вигляді ланцюжка пор.

2. Підвищення параметрів режиму зварювання до: температура  $T_{_{3B}} = 1200$  °С, тиск  $P_{_{3B}} = 30$  МПа, тривалість витримки t = 30 хв., та використання пластичного прошарку з NbTi сплаву товщиною 1 мм дозволяє покращити умови формування зварного з'єднання та значно зменшити кількість дефектів в стику. Вдовж границі прошарок–інтерметалідний сплав в процесі зварювання між матеріалом прошарку та інтерметалідним сплавом відбувається утворення загальних зерен та дифузійної зони товщиною 25...35 мкм.

3. Використання при зварюванні інтерметалідного сплаву TiAlNb наношаруватих проміжних прошарків системи Al–Ti загальною товщиною 25 мкм та циклічного навантаження у вигляді 3 циклів навантаження–розвантаження призводить до зміни характеру структури в зоні з'єднання. На мікроструктурі зварних з'єднань, отриманих за допомогою оптичної металографії, лінія з'єднання не спостерігається. Застосування електронної мікроскопії дозволяє виявити в стику дифузійну зону товщиною 15...20 мкм за хімічним складом близькою до хімічного складу інтерметалідного сплаву.

 Дослідження міцності зварних з'єднань на стиснення дозволили встановити, що середня міцність

#### Список літератури/References

- Бочвар Г.А., Саленков В.А. (2004) Исследование сплавов на основе алюминида титана с орто-ромбической структурой. *Технология легких сплавов*, 4, 44–46. Bochvar, G.A., Salenkov, V.A. (2004) Investigation of alloys
- based on titanium aluminide with orthorhombic structure. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **4**, 44–46 [in Russian].
- Clemens H., Mayer S. (2013) Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys. *Advanced Engineering Materials*, 4. 191–215.
- Huber D., Werner R., Clemens H., Stockinger M. (2015) Influence of process parameter variation during thermo-mechanical processing of an intermetallic β-stabilized γ-TiAl based alloy. *Materials Characterization*, **109**, 116–121.
- Godor F., Werner R., Lindemann J., Clemens H. (2015) Characterization of the high temperature deformation behavior of two intermetallic TiAl–Mo. *Materials Science and Engineering: A*, 648, 208–216.
- Appel F. Paul J.D.H., Oering M. (2011) Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology. Weinheim, WILEY-VCH.
- Huang Z.W., Cong T. (2010) Microstructural instability and embrittlement behaviour of an Al-lean, high-Nb γ-TiAlbased alloy subjected to a long-term thermal exposure in air. *Intermetallics*, 18, 161–172.
- Schwaighofer E., Clemens H., Mayer S. et al. (2014) Microstructural design and mechanical properties of a cast and heattreated intermetallic multi-phase γ-TiAl based alloy. *Ibid*, 44, 128–140.
- Cam G., Ipekoglu G., Bohm K.-H., Kocak M. (2006) Investigation into the microstructure and mechanical properties of diffusion bonded TiAl alloys. *J. of Materials Science*, 16, 5273–5282.
- Lei Zhu, Xiang-Yi Xue, Bin Tang et al. (2016) The Influence of Surface Roughness on Diffusion Bonding of High Nb Containing TiAl Alloy. Proceedings of the 2nd Annual International Conference on Advanced Material Engineering (AME 2016), 635–643.
- Kun Zhao, Yong Liu, Lan Huang et al. (2016) Diffusion bonding of Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy by spark plasma sintering. *J.* of Materials Processing Technology, 230, 272–279.
- Bin Tang, Xian Sheng Qi, Hong Chao Kou et al. (2016) Recrystallization Behavior at Diffusion Bonding Interface of High Nb Containing TiAl Alloy. *Advanced Engineering Materials*, 4, 657–664.
- Cao J., Feng J.C., Li Z.R. (2007) Effect of reaction heat on reactive joining of TiAl intermetallics using Ti–Al–C interlayers. *Scripta Materialia*, 5, 421–424.
- Ustinov A.I., Falchenko Yu.V., Ishchenko A.Ya. et al. (2008) Diffusion welding of γ-TiAl based alloys through nano-layered foil of Ti/Al system. *Intermetallics*, 8, 1043–1045.
- Pflumma R., Donchev A., Mayer S. et al. (2014) High-temperature oxidation behavior of multi-phase Mo-containing γ-TiAl-based alloys. *Ibid*, 53, 45–55.
- 15. Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties control of c-TiAl(Nb, Cr, Zr) intermetallic alloy by induction float zone processing. *J. of Alloy and Compounds*, **643**, 182–166.
- Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. (2017) Room-temperature tensile properties of float-zone processed β-stabilized γ-TiAl(Nb,Cr,Zr) intermetallic. J. Materials Letters, 188, 88–91.

# FORMATION OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF JOINTS OF INTERMETALLIC ALLOY TIAIND IN DIFFUSION WELDING

N.V. Piskun, Yu.V. Falchenko, L.V. Petrushynets, A.I. Ustinov, T.V. Melnichenko, I.I. Statkevych

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The impact of technological measures in vacuum diffusion welding on formation of the structure and mechanical properties of joints of TiAlNb intermetallic alloy was studied in the work. It is shown that welding of intermetallic alloy by the method of vacuum diffusion welding at temperature  $T_w = 1050$  °C, pressure  $P_w = 10$  MPa, for 20 min does not ensure producing sound joints. After welding, the joint line is visible in the butt, along which there is a considerable number of defects in the form of pore lines. Increase of welding parameters up to the temperature  $T_w = 1200$  C, pressure  $P_w = 30$  MPa, welding time of 30 min, as well as application of a ductile interlayer from NbTi alloy 1 mm thick allows improving the conditions of welded joint formation and greatly reducing the number of defects in the butt joint. During welding, common grains and diffusion zone 25 - 35 - m thick form between the interlayer material and intermetallic alloy, combined with cyclic loading in the form of 3 cycles of loading-unloading leads to a change of the nature of the structure in the joint zone. In the microstructures of welded joints obtained by optical metallography, the joint line is not visible. Application of electron microscopy allows detecting in the butt joint a diffusion zone 15 to 20 -m thick, close by its chemical composition to that of the intermetallic alloy, produced using an interlayer from NbTi alloy, is equal to 988.2 MPa, and application of a nanolayered insert of Al-Ti system in welding an interlayer from NbTi alloy, is equal to 988.2 MPa. 16 Ref., 2 Tabl., 8 Fig.

Keywords: TiAlNb intermetallic alloy, diffusion welding, interlayers, joint microstructure

Надійшла до редакції 20.12.2019



водство и применение в Украине» (11–13 июня 2018, г. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины), в которых отражены научные достижения и практические результаты в области производства, сварки, обработки и применения титана и его сплавов. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из Австралии, Польши и Украины.



10

# СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ З'ЄДНАНЬ ПСЕВДО-β ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ПРИ ТІ<u>Б</u> ЗВАРЮВАННІ

#### С.В. Ахонін, В. Ю. Білоус, Р.В. Селін, І.К. Петриченко

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

Конструкційні псевдо- $\beta$  титанові сплави викликають великий інтерес при виготовленні складних конструкцій відповідального призначення. До цього класу сплавів відносяться сплави зі структурою, представленою однієї  $\beta$ -фазою після гартування або нормалізації з  $\beta$ -області. Важливим фактором при використанні псевдо- $\beta$  титанових сплавів в авіаційній та ракетній техніці є його здатність до зварювання. Зварні з'єднання сучасних псевдо- $\beta$  титанових сплавів за механічними показниками повинні відповідати рівню механічних показників основного металу. У даній роботі досліджувався вплив аргонодугового зварювання, а також подальшої термічної обробки на фазовий склад, структуру та механічні властивості зварних з'єднань псевдо- $\beta$  титанового сплаву. Було встановлено, що в результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва з'єднань псевдо- $\beta$  сплаву ВТ19 фіксується переважно  $\beta$ -фаза в кількості 77 %. Застосування присадного дроту ВТ1-00св збільшує кількість дисперсних частинок  $\alpha$ -фази і відповідно знижує кількість  $\beta$ -фази в металі шва до 60 %. В результаті впливу відпалу формується рівномірна, однорідна дрібнодисперсна двофазна ( $\alpha$ + $\beta$ )-структура з показниками тимчасового опору розриву зварних з'єднань на рівні  $\sigma_{\rm в} = 1010$  МПа, що перевищує відповідні показники основного металу на 12 %. Бібліогр. 16, табл. 5, рис. 8.

#### Ключові слова: псевдо-β титанові сплави, ТІG зварювання, механічні властивості

Конструкційні псевдо- $\beta$  титанові сплави викликають великий інтерес при виготовленні складних конструкцій відповідального призначення. До цього класу сплавів відносяться сплави зі структурою, представленою однією  $\beta$ -фазою після гартування або нормалізації з  $\beta$ -області. Структура цих сплавів у відпаленому стані представлена  $\alpha$ -фазою та великою кількістю  $\beta$ -фази. Коефіцієнт  $\beta$ -стабілізації таких сплавів  $K_{\beta} =$ = 1,4...2,4. Вони зазнають перетворення  $\beta$ -фази за схемою  $\beta \rightarrow (\beta+\alpha)$ . У стабільному стані вони мають ( $\beta+\alpha$ )-структуру [1–4].

Важливим фактором при використанні псевдо-β титанових сплавів в авіаційній та ракетній техніці є їх здатність до зварювання. Зварні з'єднання сучасних псевдо-β титанових сплавів за механічними показниками повинні відповідати рівню механічних показників основного металу [5, 6].

Найбільш широке застосування для зварювання титанових сплавів знайшло аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом (TIG зварювання). Зварювання може виконуватися як із застосуванням присадного металу, так і без нього. В якості присадного металу застосовують зварювальний дріт або прутки з титанових сплавів [7, 8]. З метою підвищення ефективності використання тепла дуги та збільшення її проплавної здатності при аргонодуговому зварюванні титану вольфрамовим електродом розроблено ряд різновидів цього способу, такі як зварювання зануреною дугою, зварювання наскрізним проплавленням, зварювання по шару флюсу. Останнє дозволяє отримати шви високої щільності з відсутністю пор [9]. Застосування флюсів призводить до зменшення розмірів зварювальної ванни, скорочення часу існування металу в розплавленому стані та забезпечує тріщиностійкість зварних з'єднань, близьку до показників основного металу [10, 11].

Метою даної роботи є вивчення впливу TIG зварювання без і з використанням присадного дроту, TIG зварювання по шару флюсу, а також подальшої термічної обробки на фазовий склад, структуру та механічні властивості зварних з'єднань псевдо-β-титанового сплаву.

Матеріали та обладнання. Досліджуваний в роботі псевдо-в титановий сплав розроблений за допомогою теорії комплексного легування та містить, мас. %: основа – Ті; 2,5...3,5 Аl; 5...6 Мо; 3...4 Ү; 4...5 Cr; 0,5...1,5 Zr; не більше 0,15 Si, 0,10 C, 0,15 O<sub>2</sub>,0,05 N<sub>2</sub>, 0,015 H<sub>2</sub> [12]. Сплав містить β-стабілізуючі елементи з коефіцієнтом розподілу більше та менше одиниці, а також з коефіцієнтом розподілу, що дорівнює одиниці. Вміст β-стабілізуючих елементів еквівалентний 13,7...17,0 % Мо при середньому вмісті, еквівалентному 15,3 % Мо. Співвідношення ізоморфних (еквівалентно 7,8 % Мо) та евтектоідоутворюючих β-стабілізуючих елементів (еквівалентно 7,5 % Мо), виражене в еквівалентних молібдену величинах, дорівнює 1:1. Сплав виплавляється за допомогою електронно-променевого переплаву із проміжною ємністю.

Досліджувався вплив аргонодугового зварювання на властивості та структуру з'єднань псевдо-β титанового сплаву. Зокрема, виконувалося

С.В. Ахонін – ORCID: https: //orcid.org/0000-0002-7746-2946, В.Ю. Білоус – ORCID: https: //orcid.org/0000-0002-0082-8030, P.B. Селін – ORCID: https: //orcid.org/0000-0002-2990-1131, I.К. Петриченко – ORCID: https: //orcid.org/0000-0002-0476-3983 © С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, І.К. Петриченко, 2020

Номер режиму	Струм зварювання $I_{_{3B}}$ А	Напруга на дузі $U_{_{\rm I}}$ , В	Швидкість зварю- вання $v_{_{3B}}$ , м/год	Довжина дуги <i>L<sub>д</sub></i> , мм	Швидкість подачі дроту v <sub>прис.др.</sub> , м/год	Кількість присадного дроту в металі шва, %
1	310	12	0	1	_	0
2	380	12	8	1	30	1012
3	420	12	8	1	60	2224
4	240	11	10	2	_	0

Таблиця 1. Режими TIG зварювання псевдо-в титанового сплаву ВТ19

ТІG зварювання наскрізним проплавленням без присадного дроту із застосуванням присадного дроту і по шару флюсу. Також досліджувалася подальша термічна обробка отриманих зварних з'єднань – відпал при температурі 760 °С протягом 1 год і охолодження в печі.

В якості присадного металу використовували нелегований титановий зварювальний дріт ВТ1-00св діаметром 2 мм. Це дозволило в невеликих межах змінювати ступінь легування металу шва. Кількість присадного металу визначалась шляхом дослідження макроструктури поперечних шліфів зварних швів.

В якості флюсу використовувався розроблений в IE3 флюс АНТ-25. Він призначений для зварювання за один прохід металу товщиною 3...6 мм [13].

Зварювалися зразки розмірами 200×100×6 мм. Режими ТІG зварювання псевдо-β титанового сплаву ВТ19 наведено в табл. 1. Приклад поперечного макрошліфу зварного з'єднання наведено на рис. 1.

Розрахунок кількості присадного металу в металі зварного шва виконували за результатами досліджень отриманих поперечних макрошліфів. Встановлено, що при зварюванні на режимі 2 кількість дроту в металі зварного шва становить 10...12 %. Відповідно при зварюванні на режимі 3 кількість присадного металу ВТ1-00 в металі зварного шва



Рис. 1. Поперечний макрошліф зварного з'єднання псевдопо титанового сплаву ВТ19, виконаний ТІС зварюванням із застосуванням присадного дроту

становить 22...24 % [14]. Структури приведені в середині зразка товщиною 6 мм. Визначення кількості  $\beta$ -фази в металі шва, зоні термічного впливу (ЗТВ) і в основному металі виконувалось на мікрошліфах і засноване на тому, що різні фази протравлюються та фарбуються неоднаково. Так,  $\beta$ -фаза має на мікрошліфах світлий колір,  $\alpha$ - та  $\alpha'$ -фаза – темний колір. За результатами травлення можна виявити форму та розміри окремих зерен, кількість  $\beta$ -фази в залежності від місця розташування ділянки та термічних умов їх формування.

Результати. Аргонодугове зварювання наскрізним проплавленням без присадного дроту. Метал шва з'єднань, виконаних ТІС зварюванням без присадного дроту на режимі 1 (див. табл. 1), складається з рівновісних і витягнутих у напрямку тепловідводу зерен β-фази, волосоподібні границі яких проявляються на фоні дендритної структури (рис. 2, а). Кількість β-фази на цій ділянці становить 77 %. Зона сплавлення (рис. 2, б) розташовується на відстані 5,4 мм від осі шва, праворуч зерна шва на фоні дендритної структури, зліва – рівновісні β-зерна ділянки ЗТВ у зоні сплавлення. Кількість β-фази на цій ділянці становить 81 %. Безпосередньо в зоні сплавлення видно частково оплавлені зерна, що належать одночасно як до металу ЗТВ, так і до металу шва.

Ділянка ЗТВ, де сталося під час зварювання повне поліморфне перетворення, складається з рівновісних  $\beta$ -зерен (рис. 3, *a*), має ширину 4,75 мм. Кількість  $\beta$ -фази знаходиться на рівні 80 %. Ділянка ЗТВ, де спостерігається неповне поліморфне перетворення, має ширину 2,5 мм (рис. 3,  $\delta$ ), в  $\beta$ -зернах присутні частки інших фаз, які зустрічаються в основному металі, зокрема  $\alpha$ -фази. Кількість  $\beta$ -фази – 75 %.



Рис. 2. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо-β титанового сплаву ВТ19, виконаного ТІG зварюванням без застосування присадного дроту на режимі 1: *a* – центр шва; *б* – зона сплавлення



Рис. 3. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо-β титанового сплаву ВТ19, виконаного ТІG зварюванням без застосування присадного дроту на режимі 1: *a* – ділянка повного поліморфного перетворення; *б* – зона неповного поліморфного перетворення

На межі переходу від ділянки неповного поліморфного перетворення до основного металу кількість β-фази становить 57 %. В основному металі кількість β-фази становить 31 %.

Таким чином, дослідження мікроструктури показало, що в металі зварного з'єднання, виконаного без присадного дроту, фіксується переважно β-фаза в кількості 77 %, а в різних ділянках ЗТВ варіюється від 75 до 80 %. Для розпаду утворених метастабільних фаз і забезпечення рівноміцності зварні з'єднання, виконані без присадного дроту, необхідно піддавати в подальшому термічній обробці – відпалу.

Аргонодугове зварювання наскрізним проплавленням із застосуванням присадного дроту BT1-00св. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- $\beta$  титанового сплаву BT19, виконаного TIG зварюванням на режимі 2 (див. табл. 1), представлена на рис. 4, а. Метал шва має дендритну структуру, на фоні якої утворилися зерна  $\beta$ -фази, витягнуті в напрямку відводу тепла. У  $\beta$ -зернах спостерігаються дисперсні частинки α-фази розміром близько 1 мкм і менше, розподіл таких частинок в обсязі зерна – нерівномірний. Кількість  $\beta$ -фази в металі шва становить 69,1 %.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо-β титанового сплаву ВТ19, виконаного на режимі 3 (див. табл. 1), представлена в стані після зварювання на рис. 4, *б*. Метал шва складається переважно з β-фази, границі якої проявляються на фоні дендритної структури. У структурі металу шва також спостерігаються дисперсні виділення α-фази розміром близько 1 мкм. Найбільш висока щільність таких виділень – у верхній частині шва поблизу зони сплаву, тут розмір деяких частинок досягає 2...3 мкм. Кількість β-фази в металі шва становить 60,3 %.

Мікроструктура металу ЗТВ зварних з'єднань сплаву ВТ19, виконаних із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 на режимах 2 і 3, подібна до структури цієї зони в з'єднаннях, виконаних без застосування присадного дроту ВТ1-00 на режимі 1.

Таким чином, в зварних з'єднаннях, виконаних із застосуванням присадного дроту, кількість дисперсних частинок α-фази збільшується і їх розмір збільшується до 2...3 мкм у швах з 20 % дроту ВТ1-00св. Збільшенню щільності та розміру часток дисперсної фази сприяв температурний режим в процесі зварювання та охолодження. Кількість β-фази в металі швів знизилась до 60 % за рахунок розлегування металу шва і ЗТВ [15].

*Аргонодугове зварювання по шару флюсу.* Мікроструктура металу шва та навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного зі швидкістю зварювання 10 м/год (режим 4, див. табл. 1) наведено на рис. 5. Метал шва складається з рівновісних та нерівновісних зерен β-фази з тонкими границями, на фоні дендритної структури, метал навколошовної зони складається з рівновісних зерен β-фази.



Рис. 4. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо-β титанового сплаву ВТ19, виконаного TIG зварюванням з присадним дротом ВТ1-00: *a* – на режимі 2; *б* – на режимі 3

Метал шва та навколошовної зони ЗТВ зразків 1, 2, 3 і 4, відрізняючись параметрами та конфігурацією зон, напрямком росту кристалітів, має ідентичну мікроструктуру, що складається із зерен β-фази. Кількість β-фази в металі шва становить 60...70 % для зразків 2 і 3, 77 % для зразка 1 та 97 % для зразка 4 (табл. 2).

Аналіз механічних властивостей зварних з'єднань (табл. 3) показує, що найменшу міцність та ударну в'язкість мають зварні з'єднання, виконані ТІG зварюванням без присадного дроту по шару флюсу, на режимах 1 і 4, де  $\sigma_{\rm B} = 860$  МПа та  $\sigma_{\rm B} = 857$  МПа, відповідно. Таким чином, застосування флюсів при ТІG зварюванні не має особливого впливу на міцність та ударну в'язкість зварних з'єднань, а сприяє збільшенню вмісту β-фази в металі шва за рахунок зменшення погонної

Таблиця 2. Кількість β-фази в основному металі та металі шва зварних з'єднань титанового сплаву ВТ19, виконаних ТІG зварюванням

Номер зразка	Тип зразка, швидкість зварювання, присадний матеріал	Кількість β-фази, %			
	Основний метал				
1	Зварне з'єднання, 10 м/год, без присадки	77,1			
2	Зварне з'єднання, 8 м/год, кіль- кість присадки 10 %	69,1			
3	Зварне з'єднання, 8 м/год, кіль- кість присадки 22 %	60,3			
4	Зварне з'єднання по шару флюсу, 10 м/год, без присадки	97,2			

енергії та збільшення швидкості охолодження металу шва.

Найбільшу міцність мають з'єднання, виконані із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св на режимах які забезпечують кількість металу ВТ1-00 в металі шва на рівні 22...24 % (режим 3, табл. 1).

З'єднання, виконані із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св, в якому вміст металу ВТ1-00 у шві знаходиться на рівні 10...12 %, мають проміжні значення міцності. Це пояснюється великим вмістом β-фази в металі шва в з'єднаннях, виконаних без застосування присадного дроту. Метастабільна β-фаза має низьку міцність, тому зварні з'єднання мають низькі показники міцності.

Ударна в'язкість зразків з гострим надрізом *КСV* металу шва зварних з'єднань, виконаних із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св із швидкістю подачі на режимі, який забезпечує вміст металу ВТ1-00 у шві на рівні 22...24 %, також максимальна та становить 32 Дж/см<sup>2</sup>.

Таким чином, досліджено властивості зварних з'єднань псевдо-β сплаву ВТ19, виконаних аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом, як без присадного дроту, так і з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св та встановлено, що з'єднання, виконані із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 22 % рівноміцні основному металу, а кількість β-фази в металі шва знижується з 77 до 60 %. Для забезпечення рівномірної структури, розпаду метастабільних фаз і



Рис. 5. Мікроструктура металу шва (*a*) і навколошовної зони (*б*) зварного з'єднання псевдо-β титанового сплаву ВТ19, виконаного ТІG зварюванням (режим 4) вольфрамовим електродом по шару флюсу

Таблиця 3. Механічні властивості зварних з'єднан	иь титанового псевдо-β сплаву BT19
--	------------------------------------

		-					
Номер Тип зразка, режиму стан		Тимчасовий опір розриву σ <sub>в</sub> , МПа	Межа плинності σ <sub>1</sub> , МПа	Відносне подовження δ%	Відносне зву- ження Ψ%	Ударна в <i>КСV</i> , Д	<sup>2</sup> язкість ж/см <sup>2</sup> ЗТВ
				0, 70	1,70	шов	5115
	OM	887	958	12	42	22	
1	Після зварювання	860	839	13,3	60	19	22
2	Після зварювання	895	868	7,3	25,4	28	26
3	Після зварювання	963	942	6	24,5	32	24
4	Після зварювання	857	815	13,3	55	14	26



Рис. 6. Мікроструктура металу ЗТВ (*a*) зварного з'єднання псевдо-β титанового ВТ19, виконаного аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням в стані після відпалу 760 °С, *б* – внутрішньозеренна структура

отримання рівноміцності з'єднань, виконаних без застосування технічного титану ВТ1-00 як присадного матеріалу і в результаті розлегування металу шва з'єднання необхідно піддавати у подальшому термічній обробці [16].

В якості термічної обробки обрано відпал, який передбачає нагрів до температури 750...760 °С, витримку та подальше охолодження в печі.

Отримана після термообробки мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання на режимі 1 (без застосування флюсу або присадного дроту) представлена на рис. 6.

Метал ЗТВ складається з рівновісних поліедрічних зерен із рівномірною однорідною двофазною (а+β)-структурою всередині зерна. Внутрішньозеренна структура металу ЗТВ складається з пластинчастої α-фази довжиною 2...5 мкм і товщиною до 1 мкм, між якими розташовуються дисперсні частинки α- і β-фази, розмір яких становить менше 1 мкм. У деяких зернах у β-матриці виділяються дисперсні глобулярні частинки розміром до 1 мкм. Мікроструктура металу шва даного зварного з'єднання представлена на рис. 7. Метал шва зварного з'єднання складається переважно з нерівновісних, витягнутих у напрямку тепловідводу первинних  $\beta$ -зерен (рис. 7, *a*) з дуже дрібною внутрішньозеренною структурою, що утворилася після розпаду метастабільних фаз (в основному β-фази) в результаті відпалу цього зварного

з'єднання при температурі 760 °С протягом 1 год (рис.7, б).

Після стабілізації структури металу шва сформувалася рівномірна, однорідна для всього шва дрібнодисперсна двофазна (α+β)-структура. Пластини α-фази мають довжину 2...4 мкм і товщину близько 0,5 мкм, дисперсні глобулярні частинки – розміром 0,5...1 мкм і менше. Уздовж границь зерен спостерігається суцільна або переривчаста α-оторочка шириною 1,0...1,5 мкм. Дрібнодисперсна структура металу шва може забезпечувати йому високу міцність.

Для порівняння, мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо-β титанового сплаву ВТ19, виконаного аргонодуговим зварюванням наскрізним проплавленням із присадним дротом ВТ1-00св на режимах, що забезпечують вміст металу ВТ1-00 у шві на рівні 22...24 % представлена на рис. 8. Метал шва складається з витягну-

Bupmin 9 canans that		
Тип зразка	Стан зразка	Кількість β-фази, %
Основний метал	Після відпалу 760 °C, 1 год, охолодження з піччю	22,98
Метал шва без при- садки, після відпалу	Після відпалу 760 °C, 1 год, охолодження з піччю	43,72
Метал шва з присад- кою ВТ1-00св, вміст у шві 2224 %	Після відпалу 760 °C, 1 год, охолодження з піччю	29,87

Таблиця 4. Кількість β-фази в основному металі та металі зварних з'єднань сплаву ВТ19



Рис. 7. Мікроструктура металу шва зварного (*a*) з'єднання псевдо-β титанового ВТ19, виконаного аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням в стані після відпалу 760 °С, *б* − внутрішньозеренна структура

#### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	•				
Тип зразка	Тимчасовий опір розриву	Межа плин- ності <sub>т</sub> , МПа	Відносне по- довження б, %	Відносне зву- ження Ѱ, %	Ударна в'язкість КСV, Дж/см <sup>2</sup>
АДЗ без присадки	981	946	9,7	15,3	29,4
АДЗ із присадним дротом ВТІ-00св, в кількості 2224 %	1011	989	9,1	15,1	25,9

Таблиця 5. Механічні властивості зварних з'єднань титанового псевдо-β сплаву ВТ19, виконаних аргонодуговим зварюванням (АДЗ) в стані після відпалу 760 °С, 1 год охолодження з піччю



Рис. 8. Мікроструктура металу шва (*a*) зварного з'єднання псевдо-β титанового ВТ19, виконаного аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням із застосуванням присадного дроту ВТ1-00 (вміст в шві 22...24 %) в стані після відпалу 760 °C, б – внутрішньозеренна структура

тих в напрямку тепловідводу первинних  $\beta$ -зерен (рис. 8, *a*) з двофазною внутрішньозеренною структурою, що складається з дисперсних  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз (рис. 8,  $\delta$ ). Товщина частинок  $\alpha$ -фази менше 1 мкм при довжині 0,7...5 мкм. На границях  $\beta$ -зерен присутня  $\alpha$ -оторочка шириною до 2 мкм.

Застосування присадного дроту при аргонодуговому зварюванні сплаву ВТ19 дозволяє знизити вміст  $\beta$ -фази в металі шва та в стані після відпалу. Так, після відпалу в металі швів, виконаних із застосуванням ВТ1-00 в кількості 22 % містять  $\beta$ -фазу на рівні 30 % (табл. 4). У швах без застосування присадного дроту кількість  $\beta$ -фази фіксується після відпалу на рівні 43 %.

Таким чином, після відпалу в металі шва сформувалася рівномірна, однорідна для всього шва дрібнодисперсна двофазна ( $\alpha+\beta$ )-структура з пластинами  $\alpha$ -фази довжиною 2...4 мкм і товщиною 0,5 мкм, уздовж границь зерен сформувалася  $\alpha$ -оторочка шириною 1,0...1,5 мкм. Дрібнодисперсна структура металу шва забезпечує йому високу міцність. У металі шва, виконаного із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 20 %, розмір часток  $\alpha$ -фази більше – товщина частинок  $\alpha$ -фази близько 1 мкм при довжині 0,7...5 мкм. У металі ЗТВ товщина  $\alpha$ -фази внаслідок відпалу збільшилася до 1,5...2,0 мкм.

Вивчення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо-β сплаву ВТ19, виконаних аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом як без присадного дроту, так і з застосуванням присадного дроту ВТ1-00св показало, що як і в стані після зварювання, так і в стані після відпалу 760 °С найнижчі значення міцності мають з'єднання, виконані без присадного дроту (табл. 5). Однак ступінь зміцнення внаслідок відпалу у з'єднань різна. Так, з'єднання, виконані аргонодуговим зварюванням наскрізним проплавленням, після відпалу зміцніли на 120 МПа, а виконані із застосуванням присадного дроту, зміцніли на 48 МПа. У подальших дослідженнях буде доцільно вивчити вплив зміцнюючої термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань з псевдо-β титанового сплаву ВТ19.

#### Висновки

1. За результатами впливу термічного циклу зварювання в металі шва з'єднань псевдо-β-сплаву ВТ19, виконаних ТІG зварюванням без застосування присадного дроту, фіксується переважно β-фаза, в β-зернах спостерігаються дисперсні частинки α-фази розміром близько 1 мкм, а кількість β-фази в металі зварних з'єднань максимальна і становить 77 %.

2. У зварних швах псевдо-β сплаву ВТ19, виконаних ТІG зварюванням із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 10 і 20 %, кількість дисперсних частинок α-фази збільшується та їх розмір збільшується до 2...3 мкм у швах з 20 % дроту ВТ1-00св, а кількість β-фази в металі швів знижується до 60 %.

3. З'єднання сплаву ВТ19, виконані ТІG зварюванням із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св в кількості 22 %, мають показники тимчасового опору розриву на рівні  $\sigma_{\rm B} = 965$ МПа і рівноміцні основному металу. З'єднання сплаву ВТ19, виконані аргонодуговим зварюванням без застосування присадного матеріалу, мають показники тимчасового опору розриву на рівні  $\sigma_{\rm B} = 860$  МПа, для розпаду метастабільних фаз і забезпечення рівноміцності цих з'єднань їх необхідно піддавати подальшій термічній обробці – відпалу.

4. В результаті впливу відпалу при температурі 760 °С в металі з'єднань сплаву ВТ19, виконаних аргонодуговим зварюванням, 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  $\sigma_{\rm B} = 980$  МПа. З'єднання сплаву ВТ19, виконані аргонодуговим зварюванням із застосуванням присадного дроту ВТ1-00св на режимах, що забезпечують вміст присадного металу в шві 22...24 % після відпалу 760 °С мають показники тимчасового опору розриву на рівні  $\sigma_{R} = 1010 \text{ M}\Pi a.$ 

#### Список літератури / References

 Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.
 Iliin, А.А., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) Titanium al-

loys. Composition, structure, properties: Refer. book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].

2. Хорев А.И. (2012) Создание титанового β-сплава ВТ19 на основе комплексного легирования. *Вестник машиностроения*, 7, 69–71.

Khorev, A.I. (2012) Development of titanium  $\beta$ -alloy VT19 on the base of complex alloying. *Vestnik Mashinostroeniya*, 7, 69-71 [in Russian].

- Хорев А.И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. Технология машиностроения, 6, 2–5. Khorev, A.I. (2012) Titanium superalloy VT 19. Tekhnologiya Mashinostroeniya, 6, 2-5 [in Russian].
- Моисеев В.Н. (1998) Бета-титановые сплавы и перспективы их развития. *MuTOM*, **12**, 11–14.
  Moiseev, V.N. (1998) β-titanium alloys and prospects of their development. *Metal Science and Heat Treatment*, **12**, 11–14 [in Russian].
- Хорев А.И. (2002) Титан это авиация больших скоростей и космонавтика. *Технология легких сплавов*, 4, 92–97. Khorev, A.I. (2002) Titanium is a high-speed aviation and cosmonautics. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 4, 92-97 [in Russian].
- Cui C., Hu B., Zhao L., Liu, S. (2011) Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. *Materials&Design*, 32, 3, 1684–1691.
- Блащук В.Е., Шеленков Г.М. (2005) Сварка плавлением титана и его сплавов (Обзор). Автоматическая сварка, 2, 35–42

Blashchuk, V.E., Shelenkov, G.M. (2005) Fusion welding of titanium and its alloys (Review). *The Paton Welding J.*, **2**, 35-42.

8. Patel N.S., Patel R.B. (2014) A review on parametric optimization of TIG welding. *International Journal of Computational Engineering Research*, 4, 1, 27–31.

- 9. Huang J.L., Warnken N., Gebelin J.C. (2012) On the mechanism of porosity formation during welding of titanium alloys. *Acta Materialia*, 60, **6-7**, 3215–3225.
- Замков В.Н., Прилуцкий В.П. (2004) Теория и практика TIG-F сварки (A-TIG) (Обзор). *Автоматическая сварка*, 9, 11–14. Zamkov, V.N., Prilutsky, V.P. (2004) Theory and practice of

TIG-F (A-TIG) welding (Review). *The Paton Welding J.*, **9**, 11-14.

- 11. Dey H.C., Albert S.K., Bhaduri A.K., Mudali U.K. (2013) Activated flux TIG welding of titanium. *Welding in the world*, 57, **6**, 903–912.
- Костин К.В., Петунин П.В., Боязитов Р.Б., Кудрявцев И.А. (2016) Влияние комплексного легирования на повышение механических свойств и прочности титановых сплавов. Омский научный вест ник, 4(148), 45–47. Kostin, K.V. et al. (2016) Influence of complex alloying on improvement of mechanical properties and strength of titanium alloys. Omsky Nauchny Vestnik, 4(148), 45–47.
- Гуревич С.М., Замков В.Н., Прилуцкий В.П. и др. (1974) Сварочный флюс. СССР. А.с. 439363.
   Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Prilutsky, V.P. et al. Welding flux. USSR author's cert. 439363 [in Russian].
- Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Петриченко И.К., Селин Р.В. (2016) Влияние присадочного металла на структуру и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой. *Автоматическая сварка*, 1, 42–46.
   Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K., Selin, R.V. (2016) Influence of filler metal on structure and properties of welded joints of high-strength two-phase titanium alloys produced using argon arc welding. *The Paton Welding J.*, 1, 39–43.
- Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Berezos, V.A., Selin, R. V. (2018) Effect of TIG welding on the structure and mechanical properties of the pseudo-β-titanium alloy VT19 welded joints. *Mat. Sci. Forum*, **927**, 112-118.
- Hryhorenko, S.G., Achonin, S.W., Belous, W.J., Selin, R.W. (2016) Heat treatment effect on the structure and properties of electron beam welded joints made of high-alloy titanium. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 60(5), 90-95.

### IMPACT OF TIG WELDING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF JOINTS OF PSEUDO-B-TITANIUM ALLOY

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, R.V. Selin, I.K. Petrichenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Structural pseudo- $\beta$ -titanium alloys attract a lot of interest in fabrication of critical structures. This alloy class includes alloys with the structure represented by one  $\beta$ -phase after hardening or normalizing in the  $\beta$ -region. The alloy weldability is an important factor at application of pseudo- $\beta$ -titanium alloys in aircraft and rocket engineering. By their mechanical characteristics, the welded joints of modern pseudo- $\beta$ -titanium alloys should match the level of base metal mechanical properties. In this work, the impact of argon arc welding, as well as further heat treatment on the phase composition, structure and mechanical properties of welded joints of pseudo- $\beta$ -titanium alloy was studied. It was established that as a result of the impact of thermal cycle of welding predominantly  $\beta$ -phase in the amount of 77% is recorded in the weld metal of joints of pseudo- $\beta$ -alloy V19. Application of VT1-00sv filler wire enhances the quantity of dispersed  $\alpha$ -phase particles and reduces the quantity of  $\beta$ -phase in the weld metal to 60%, respectively. Annealing results in formation of a uniform, homogeneous finely-dispersed two-phase ( $\alpha$ + $\beta$ )-structure with ultimate tensile strength values of welded joints on the level of  $\sigma_r = 1010$  MPa, that exceed the respective base metal values by 12%. 16 Ref., 5 Tabl., 8 Fig.

Keywords: pseudo-~-titanium alloys, TIG welding, mechanical properties

Надійшла до редакції 07.11.2020 УДК 621.791:669.71

# РОЗРАХУНКОВА ОЦІНКА ВИКОРИСТАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ ЧАСТИНОК ПРИ МОДИФІКУВАННІ ЛИТОЇ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ШВА

#### В.М. Коржик<sup>1</sup>, В.О. Щерецький<sup>1</sup>, А.А. Чайка<sup>1</sup>, Yi Jianglong<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua <sup>2</sup>Гуандунський інститут зварювання (Китайсько-український інститут зварювання ім. Є.О. Патона). 510650, м. Гуанчжоу, Тіаньхе, вул. Чансін, 363, Китай. E-mail: wuby@gwi.gd.cn

У роботі розглянуто особливості застосування перспективних нанорозмірних частинок TiC, WC, TiB<sub>2</sub> для модифікування мікроструктури зварного шва при зварюванні алюмінієвих сплавів. Виконано оцінку можливості їх застосування з позиції термодинамічної стійкості в розплавах промислових зварювальних сплавів, що містять: Cu, Fe, Zn, Mn, Ti. Показано, що незважаючи на свою відносну нестійкість, нанорозмірні частинки TiC можуть бути успішно застосовані в якості модифікаторів алюмінієвих сплавів системи Al–Mg, при цьому наявність кремнію знижує стійкість карбіду титану в розплаві алюмінію і тому є небажаним, при цьому титан, навпаки, підвищує стійкість частинок карбіду TiC. Частинки WC можуть успішно застосовуватися для модифікування структури сплавів системи Al–Si, при цьому наявність кремнію підвищує їх стійкість в розплаві. Частинки диборида титану TiB<sub>2</sub> – найбільш стійке з'єднання з досліджених частинок, його незначний модифікуючий ефект на алюмінієві сплави компенсується стійкістю в розплавах алюмінію при перегріванні. Бібліогр. 16, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: автоматичне зварювання алюмінію, нанорозмірні частинки, модифікування, термодинаміка, присаджувальні матеріали

Тенденції розвитку сучасного машино-, авто-, авіа- та кораблебудування свідчать про стійке зростання попиту на легкосплавні елементи конструкцій для зниження ваги вузлів та механізмів і зниження енерговитрат палива, що особливо важливо в період при переході транспорту від вуглеводневих двигунів до електричних. У сучасному автомобілі з двигуном внутрішнього згоряння вага елементів з алюмінієвих сплавів щодо загальної ваги автомобіля з кожним роком зростає. У серійних авто з електромотором цей показник перебуває вже на рівні 50...85 %. При цьому основним способом з'єднання деталей з алюмінієвих сплавів в авто- та авіатехніці залишається зварювання. Великий попит на алюмінієві конструкції стимулював матеріалознавців до створення нових легкосплавних матеріалів на основі алюмінію, а також композиційних матеріалів. Поява нових алюмінієвих сплавів і матеріалів на їх основі гостро ставить питання забезпечення їх надійного з'єднання в конструкції. При цьому класичні зварювальні присаджувальні сплави на основі систем легування Al-Mg та Al-Si вже не забезпечують необхідний рівень механічних властивостей металу зварного шва відносно до характеристик сучасних сплавів, не кажучи вже про композиційні матеріали. Поряд з використанням новітніх високоміцних алюмінієвих сплавів росте кількість композиційних матеріалів, що складаються з матриці алюмінієвого сплаву та наповнювача: частинок, волокон, вусів та ін. Такий підхід дозволяє істотно підвищити експлуатаційні

характеристики зварного з'єднання в порівнянні з монометалічним зварним швом. Зварювання нових високоміцних алюмінієвих сплавів, а також алюмоматричних композитів на їх основі сьогодні має ряд складнощів, що потрібують вирішення. Основна проблема зварювання нових багатокомпонентних алюмінієвих сплавів – це недостатній рівень властивостей зварного шва, сформованого промисловими зварювальними дротами, а також вигоряння легуючих елементів під час зварювання як з тіла деталі, так і з присаджувального матеріалу. З іншого боку, зварне з'єднання композиційних матеріалів із використанням стандартних зварювальних алюмінієвих дротів апріорі має рівень механічних властивостей нижче композиційного матеріалу, що виготовлено на основі алюмінієвих сплавів, зміцнених композиційною складовою.

Структура металу зварного шва алюмінію та його сплавів залежить від багатьох параметрів, і якщо знехтувати конструкційними особливостями зварювального обладнання, то інші можна умовно розділити на дві групи: перша група параметрів визначається фізико-хімічними властивостями і явищами, пов'язаними з основним і присаджувальним матеріалами; до другої групи слід віднести температурно-часовий режим процесу зварювання, вплив флюсуючих і модифікуючих добавок, швидкість охолодження ванни та інші параметри, що безпосередньо впливають на параметри кристалізації. Значну роль на параметри кристалізації та, відповідно, макро- та мікро-

Коржик В.М. – https://orcid.org/0000-0001-9106-8593, Щерецький В.О. – https://orcid.org/0000-0002-8561-4444, Jianglong Yi – https://orcid.org/0000-0002-2018-7138

© В.М. Коржик, В.О. Щерецький, А.А. Чайка, Yi Jianglong, 2020

структуру зварного шва відіграють модифікатори другого роду, дія яких пов'язана з контактним впливом на процес зародження центрів кристалізації. При введенні в розплав модифікатора, що має або формує з'єднання з ізоморфною структурою до кристалітів сплаву, відбувається істотне зниження інтервалу метастабільності розплаву і, як наслідок, подрібнення мікроструктури. Зазвичай вміст модифікаторів цього типу не перевищує 0,1 мас. % [1].

Робота присвячена проблемі модифікування мікроструктури зварного шва неметалічними нанорозмірними частинками, а саме дослідженню стійкості частинок карбідів і боридів в алюмінієвих розплавах, при додаванні яких до складу зварювального присаджувального матеріалу для зварювання алюмінієвих сплавів вони діють як модифікатори мікроструктури.

При модифікуванні алюмінію та його сплавів до класичних металевих модифікаторів алюмінієвих сплавів можна віднести титан, цирконій, скандій та ін. При зварюванні завжди відбувається вигоряння або нівелювання їх дії за рахунок взаємодії з домішковими елементами та компонентами флюсів. Оптимальним модифікатором є хімічно стійка, ультрадисперсна (нанорозмірна) частинка, що максимально задовольняє вимогам кристалічної відповідності. Тобто, ефективно подрібнює зерно при мінімальній концентрації, в розплаві знаходиться в інертному (стабільному) дисперсному стані; має мінімальну структурну відмінність з кристалічною ґраткою присаджувального сплаву; не втрачає своїх модифікуючих властивостей при переплавах. Одним з очевидних рішень є введення в метал шва зварного з'єднання субмікро- та нанорозмірних неметалічних зміцнювачів (модифікаторів у вигляді тугоплавких частинок, наприклад, карбідів, оксидів, боридів та ін.), які з одного боку можуть модифікувати структуру зварного шва та «невразливі» до локальних перегрівів під час зварювання, а з іншого боку підвищують загальний рівень міцності матеріалу за механізмом Орована, діючи в якості перешкод для руху дислокацій та тріщин, що зароджуються.

До неметалевих типових модифікаторів мікроструктури алюмінієвих сплавів можна віднести: ТіС (при параметрі решітки a = 0,4328 нм), а також ТіВ<sub>2</sub>, AlB<sub>2</sub>, збіг з решіткою алюмінію в яких відбувається тільки між напрямками щільної упаковки, між другою щільною упакованою площиною алюмінієвої матриці та другою щільною упакованою площиною частинок модифікаторів. Також є відомості про ефективність застосування в якості модифікаторів для сплавів алюмінію системи легування Al–Si частинок WC – які в литій структурі можуть подрібнювати розмір первинного та евтектичного кремнію [2, 3].

На даний момент існує група добавок, що модифікують, дія яких заснована на взаємодії в сис-

темі Al–Ti–C [4, 5]. У цих модифікаторах частинки TiC використовуються як зародкоутворюючі, основна перевага таких модифікуючих добавок – це можливість їх застосування в сплавах алюмінію, легуючі складові (Zr, Cr, Li та ін.) яких блокують дію модифікаторів на основі B i Ti [6, 7].

Незважаючи на те, що модифікуючу дію частинок ТіС доведено практично [8], також існують дані про нестабільність і деградацію частинок карбіду титану з утворенням термічно нестабільного та гігроскопічного карбіду алюмінію  $Al_4C_3$  або карбіду кремнію SiC [9].

Отже, при використанні карбіду титану необхідно вивчити умови його стабільності щодо термічних режимів використання та легуючих компонентів алюмінієвих сплавів. Проблемі взаємодії фаз при взаємодії карбідів з алюмінієвими сплавами присвячено ряд робіт [10-12]. Міжфазна взаємодія в цих системах може відбуватися досить активно та залежить від багатьох факторів: наявність оксидної плівки, швидкість дифузії, температурні режими, чистота міжфазних границь та інші. Прямий термодинамічний розрахунок фазових перетворень дає результати, які не завжди підтверджуються експериментально, але і виключно експериментально досліджувати такі процеси досить важко, тому що повторюваність результатів відносно низька. Це є причиною наявності в науковій літературі суперечливих даних про взаємодію карбідів і боридів у вигляді ультрадисперсних частинок з розплавами на основі алюмінію у твердорідкому контакті. Оскільки ефективність модифікуючої дії неметалічних сполук на алюмінієву матрицю буде прямо пропорційно ефективній площі контакту поверхні цих частинок з розплавами алюмінію – подрібнення їх розміру до нанометрових величин має в тій же мірі збільшувати їх реакційну та кристалоутворюючу здатності. Отже, такі нанорозмірні частинки можуть бурхливо реагувати при наявності термодинамічних умов протікання реакцій і швидкості протікання, щодо «повільних» твердофазних реакцій, може компенсуватися великою площею їх протікання за рахунок розвиненої поверхні. Таким чином, модифікуючий ефект нанорозмірних частинок може нівелюватися за рахунок взаємодії з компонентами розплавів алюмінію навіть за короткий час існування зварювальної ванни рідкого металу.

Для термодинамічної оцінки міжфазної взаємодії наведених нанорозмірних частинок використовували методику, описану в роботі [13], засновану на CALPHAD термодинамічному розрахунку гетерогенних систем і враховує рівноважні процеси в системах на основі термодинамічних даних для подвійних і потрійних систем елементів, що беруть участь в розрахунку. Цей метод дозволяє виконувати оптимізацію даних різних джерел, розраховуючи залежності, які досить добре узгоджуються з експериментальними даними. Для розрахунків функції енергії Гіббса чистих елементів їх стабільних і нестабільних фаз було взято з баз даних SGTE [14], більшість термодинамічних функцій для подвійних і потрійних сполук взято з бази COST2, дані для потрійних сполук і оптимізації системи Al–C–Ti взято з роботи [15].

Для опису рідких фаз використовували модель розчину заміщення:

$$G_{m}^{liq} = \sum_{i} x_{i}^{0} G_{i}^{liq} + RT \sum_{i} x_{i} \ln(x_{i})_{m}^{liq} + {}^{E} G_{m}^{liq}$$

де  $x_i$  – молярна частка *i*-го компонента;  ${}^{0}G^{liq}_{i}$  – молярна енергія Гіббса чистого компонента та в рідкому стані; R, T – універсальна газова стала та абсолютна температура, відповідно;  ${}^{E}G^{liq}_{m}$  – молярна надлишкова енергія Гіббса, що визначається як

$${}^{E}G_{m}^{liq} = \sum_{i} \sum_{j>1} x_{i} x_{j} L_{i,j}^{liq} + \sum_{i} \sum_{j>i} \sum_{k>j} x_{i} x_{j} x_{k} L_{i,j,k}^{liq}$$

де  $L^{liq}_{i,j}$  та  $L^{liq}_{i,j,k}$  – параметри подвійної та потрійної взаємодії, відповідно, які описуються поліномом Редліха–Кістера (Redlich–Kister)

$$L_{i,j}^{liq} = \sum_{i} (x_i - x_j)^n {}^n L_{i,j}^{liq}$$

Для визначення термодинамічних параметрів (енергії Гіббса і ентальпії) твердих фаз використовували модель регулярного розчину [16], в якій енергія Гіббса *i*-ї фази  $\Delta G_i = \Delta G_i(T)$ , яка складається з трьох компонентів A, B i C, де A – основа твердого розчину, енергія Гіббса якого описується як

$$G_{i} = \chi A G_{i} A = \chi B G_{i} B + \chi C G_{i} C = \chi A \chi B L_{i} A, B =$$
  
=  $\chi A \chi C L_{i} A, C + \chi B \chi C L_{i} B, C + \chi A \chi B \chi C L_{i} A, B, C +$   
+  $RT(\chi A \ln \chi A + \chi B \ln x B + \chi C \ln \chi C),$ 

де  $\chi n$ , n = A, B, C – молярна концентрація компонента n в твердому розчині в частках одиниці ( $\chi A + \chi B + \chi C = 1$ ),  $G_{in} = G_{in} (T)$  – енергія Гіббса n-го компонента розчину (*i*-ой фази);  $L_i$  – параметр парної (A-B, A-C и B-C) і потрійної (ABC) взаємодії атомів у фазі і, які характеризують надлиш-кову ентропію змішування компонентів по відношенню до «ідеального розчину», в якому  $L_i = 0$ .

При розрахунку вихідного рівноважного стану в системі використовували в якості вихідних термодинамічні дані для хімічних елементів та ТіС, які розглядали як початкові компоненти в системі. Таким чином, для дослідження багатокомпонентних систем алюмінієвий сплав–ультрадисперсна частка встановили наступні граничні умови:

 – розглядається замкнута гетерогенна система частинка–розплав;

 частинка – незалежний компонент розрахунку, кількість якої визначається як функція границі розчинності металевої складової в розплаві алюмінію при заданій температурі (кількість вторинних фаз що виникає в результаті взаємодії визначається рівновагою хімічних потенціалів і обмежена максимальним вмістом частинок, що вступають в реакцію до 5 мас. %);

 – кінцевий результат розрахунку – термодинамічна рівновага фаз.

Фазовий розрахунок проводили від 500 °С (температури нижче температури солідус промислових сплавів алюмінію) до температури 900 °С.

В якості присаджувальних матеріалів при зварюванні алюмінію застосовуються алюмінієві сплави, які в своєму складі містять такі легуючі, модифікуючі та домішкові елементи Cu, Mg, Si, Mn, Ti, Fe.

Згідно з виконаним розрахунком, взаємодія карбіду вольфраму з розплавами на основі алюмінію відбувається відповідно до таблиці та фазової діаграми вторинних з'єднань (показано області та кількість вторинних фаз, що утворилися за результатом взаємодії розплаву алюмінію з карбідом вольфраму), рис. 1–3.

Частинки WC досить активно вступають у взаємодію з алюмінієм, при цьому утворюються інтерметаліди  $Al_4W$  і карбід алюмінію, область існування якого виходить за температурні рамки розрахунку в сторону високих температур. З'єднання  $Al_4C_3$  – високотемпературне крихке, легко взаємодіє з вологою з утворенням гідроксиду алюмінію  $Al(OH)_3$  у вигляді рихлості, очевидно наявність карбіду алюмінію в зварному шві на міжфазних межах вкрай небажано.

Результати розрахунку ймовірної взаємодії частинок карбіду вольфраму з алюмінієвими розплавами в межах температур 500...900 °С показали, що частинки карбіду вольфарама можуть взаємодіяти з алюмінієвим розплавом з утворенням інтерметаліду Al<sub>4</sub>W та карбіду алюмінію в кількості до 0,96 %. Вочевидь такий розрахунок не враховує кінетичну складову такої реакції, однак, як ми зазначали вище при контакті нанорозмірних частинок із розвиненою поверхнею відносно повільні процеси можуть значно прискорюватися за рахунок великої контактної площі такого матеріалу. Марганець та залізо практично не впливають на міжфазну взаємодію карбіду вольфраму з розплавами алюмінію, хоча і утворюють інтерметалідні з'єднання з алюмінієм. Утворення інтерметаліду з міддю Al<sub>2</sub>Cu незначно активує утворення карбіду алюмінію, вміст в алюмінієвому розплаві міді в кількості 5 % підвищує ймовірність вмісту карбіду алюмінію на 0,03 % від 0,96 до 0,99 %.

Присутність титану в базовому розплаві призводить до утворення карбіду титану ТіС, утворення якого більш енергетично вигідно ніж утворення карбіду алюмінію, тобто це конкурентний процес щодо утворення  $Al_4C_3$ , який знижує ймовірність його утворення та, відповідно, знижує кількість в даній системі (рис. 2). З іншого боку, в такій системі швидкість взаємодії WC має зрости, оскільки процес утворення ТіС, як було показано вище, більш енергетично вигідний.



Рис. 1. Розраховане співвідношення фаз (мас. %) в системі Al – 5 % WC

Кремній, як і мідь, в малих кількостях (до 1 мас. %), мало впливає на взаємодію WC з алюмінієм, утворюється силіцид вольфраму WSi, зменшуючи кількість інтерметаліду Al<sub>4</sub>W. При підвищенні його кількості до 5 мас. % механізм взаємодії в системі Al-WC-Si повністю змінюсться (рис. 3). Місце інтерметаліда Al<sub>4</sub>W повністю займає силіцид вольфраму WSi,, а замість карбіду алюмінію Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> утворюється карбід кремнію SiC. Таким чином, кремній в кількості більше 5 % повністю блокує ймовірність утворення карбіду алюмінію, рівновага фаз зміщується в бік утворення силіциду вольфраму та карбіду кремнію. Обидві ці сполуки дуже стійкі в алюмінієвих розплавах, якщо припустити, що взаємодія частинок карбіду вольфраму з алюмінієвим розплавом ініціалізується розчиненням поверхні контактного шару, то утворення WSi, в міжфазній зоні повинно блокувати подальшу контактну взаємодію, так як силіцид на поверхні дисперсних частинок ізолює міжфазну зону від подальшої взаємодії. Наявність легуючого титану надає позитивний вплив на стабільність та утворення вторинних модифікуючих фаз, серед вторинних з'єднань можливе утворення кар-



Рис. 2. Розраховане співвідношення фаз (мас. %) в системі 99Al1Ti-5 % WC

біду титану, який може виступати модифікатором твердого разчину алюмінію.

Розрахунок ймовірної взаємодії в системі алюміній-частинки карбіду титану ТіС, результати якого відображені в таблиці, показав обмежену термодинамічну нестабільність системи Al-TiC в дослідженому діапазоні температур з утворенням карбіду алюмінію як наслідок розчинення карбіду титану. Очевидно, що максимальна кількість утворення карбіду алюмінію пропорційна максимальній розчинності титану в алюмінії для заданої температури. Тобто, підвищення температури зварювальної ванни номінально може вести до збільшення кількості утвореного карбіду алюмінію, так як підвищення температури підвищує межу розчинності титану в алюмінії. Так як взаємодія ТіС і алюмінієвого розплаву відбувається за рахунок розчинення в рідкому алюмінії, очевидно, що, якщо зварювальний сплав буде попередньо легований титаном або бор-титановим модифікатором, така взаємодія буде блокуватися та частинки карбіду титану будуть термодинамічно стабільні.

Як видно з таблиці, в основному досліджені хімічні елементи незначно змінюють взаємодію в да-

Розраховані параметри міжфазної взаємодії у системі АІ-модифікуюча частинка

Система	(Al)+WC			(Al)+TiC	(Al)+TiB <sub>2</sub>	
Легуючий елемент	$T_{sol}$ , °C	Вторинні фази	$T_{sol}$ , °C	Вторинні фази	$T_{sol}$ , °C	Вторинні фази
	659	$Al_4C_{3}Al_4W$	659	$Al_4C_3$ , $Al_3Ti$ , $N(Ti_3AlC_2)$	660	-
1 % Si	647	$Al_4C_3$ , $WSi_2$ , $Al_4W$	651	TiSi, Al <sub>3</sub> Ti, N(Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> )	602	-
5 % Si	573	SiC, WSi <sub>2</sub>	640	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> , TiSi, TiSi <sub>2</sub> , N(Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> ), Al <sub>8</sub> SiC <sub>7</sub>	577	-
1 % Mn	657	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> , Al <sub>4</sub> W, Al <sub>6</sub> Mn	653	$Al_4C_3, Al_6Mn, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	659	Al <sub>6</sub> Mn
5 % Cu	551	$Al_4C_3$ , $Al_4W$ , $Al_2Cu$	553	$Al_4C_3Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	554	-
1 % Fe	655	$Al_4C_{3}Al_4W, Al_3Fe$	653	$Al_4C_3, Al_3Fe, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	654	Al <sub>13</sub> Fe <sub>4</sub>
1 % Ti	659	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> , TiC, Al <sub>4</sub> W	659	$Al_4C_3$ , $Al_3Ti$ , $N(Ti_3AlC_2)$	664	Al <sub>3</sub> Ti
1 % Mg	643	$Al_4C_3, Al_4W$	645	$Al_4C_3, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	644	-
5 % Mg	583	$Al_4C_3, Al_4W$	567	$Al_4C_3, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	659	-
5 % Zn	639	$Al_4C_3, Al_4W$	640	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> , Al <sub>3</sub> Ti, N(Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> )	640	-



Рис. 3. Розраховане співвідношення фаз (мас. %) в системі 95Al5Si-5 % WC

ній системі, крім кремнію, дія якого сильно підвищує ймовірність взаємодії матричного сплаву з наповнювачем, що, в першу чергу, пов'язано с реакційною активністю кремнію та здатністю утворювати силіциди титану. Присутність кремнію в кількості до 1 % практично не впливає на взаємодію частинок карбіду титану з розплавом алюмінію. При концентрації кремнію в системі менше 1 %, N-фаза зі зниженням зазнає перетворення U-типу з розплавом алюмінію (L + N↔ε (Al,Ti) + TiSi) утворюючи фази, які можуть виступати ефективними модифікаторами твердого розчину алюмінію (рис. 4). Взаємодія кремнію з карбідами титану є термодинамічно вигідною вже при температурах твердофазної взаємодії, де може активно утворюватися силіцид титану ТіSi за рахунок взаємодії з кремнієм. З огляду на те, що твердофазні дифузійні процеси протікають на кілька порядків повільніше рідкофазних і зневажливо малу розчинність кремнію в твердому розчині алюмінію, ймовірність такої взаємодії вкрай мала.

При більш високих концентраціях кремнію в системі вище 5 мас. % (рис. 5) N-фаза нижче 1200 °С переходить в хімічно стійкіші силіци-







ди титану, які не мають модифицируючого впливу. Хімічна взаємодія алюмінію з вуглецем і відновлення оксиду алюмінію відбувається через оксікарбіди та карбіди. В результаті відновлення утворюються прості (SiC,  $Al_4C_3$ ) і складні тугоплавкі карбіди ( $Al_4SiC_4 = Al_4C_3SiC; Al_8SiC_7 =$  $= 2Al_4C_3$ ·SiC), які разом з оксікарбідами можуть уповільнювати процес подальшої взаємодії частинок ТіС. Залежно від концентрації кремнію, рівноважний карбід може з'являтися в різному складі: Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> або ж у вигляді Al<sub>2</sub>OC – при низькому вмісті кремнію та наявності оксиду алюмінію (з поверхні алюмінію), при більш високому вмісті кремнію вже формується Al<sub>o</sub>SiC<sub>7</sub> якщо в системі вміст кремнію вище 30 %, тоді буде термодинамічно вигідним утворення SiC. При 1740 °C шляхом квазібінарного перитектического перетворення починає формуватися, в результаті взаємодії вихідних частинок TiC з розплавом, високотемпературна потрійна N-фаза (Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>) [15].

Частинки диборида титану виявилися найбільш стабільним з'єднанням в даній системі з досліджених (таблиця), він залишається термодинамічно стійким у всьому вивченому інтервалі температур, а наявність типових для зварювальних алюмінієвих сплавів легуючих елементів практично не впливає на систему, і він залишається інертним до розплавів алюмінію при заданих параметрах.

#### Висновки

Таким чином, шляхом термодинамічного розрахунку проаналізована ймовірность та встановлені параметри контактної взаємодії нанорозмірних частинок (WC, TiC, TiB<sub>2</sub>) з розплавами присаджувального матеріалу для зварювання алюмінієвих сплавів. На основі встановлених закономірностей міжфазної взаємодії в розглянутих системах сплав алюмінію– дисперсні частинки, можна сформулювати рекомендації щодо вибору комбінацій матричного сплаву алюмінію та зміцнюючої модифікуючої добавки у вигляді тугоплавких частинок з урахуванням ймовірної їх взаємодії та модифікуючого ефекту на мікроструктуру металу зварного шва.

Встановлено, що високодисперсні частинки карбіду вольфраму WC є перспективним матеріалом для зміцнення зварювальних алюмінієвих систем Al–Si (типу AK), що містять 5 мас. % Si і більше в своєму складі, які модифікують фазу кремнію в мікроструктурі сплаву.

Присутність кремнію в кількості до 1 мас. % в системі Al-ТіС практично не впливає на взаємодію частинок карбіду титану з розплавом алюмінію. Збільшення концентрації вмісту кремнію призводить до утворення силіцидів титану (TiSi, TiSi,) з рідкої фази, подальше підвищення вмісту кремнію тільки посилює взаємодію в даній системі, яка може нести загрозу взаємодії та деградації нанороазмірних частинок карбіду титану при їх використанні в якості модифікуючої добавки для зварювальних присаджувальних матеріалів, що містять в своєму складі більше 5 % Si. Тому в якості модифікаторів ультрадисперсні частинки карбіду титану прогнозовано будуть дієвіші для сплавів системи Al-Mg (типу AMr), де їх взаємодія з розплавом менш ймовірна, а продукти реакції не знижують модифікучого ефекту.

Модифікуючу добавку диборида титану в присаджувальні матеріали на основі алюмінієвих сплавів можна вважати термодинамічно стабільною, але при цьому такий, модифікуючий ефект якої незначний щодо інших вивчених в даній роботі добавок.

Ця робота виконана в рамках проекту, що виконується в рамках двостороннього договору про науково-технічне співробітництво між Урядом України та Урядом Китайської Народної Республіки та технічного проекту провінції Гуандун (20180508).

#### Список літератури/References

- Задиранов А.Н., Кац А.М. (2008) Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов. Москва, РУДН. Zadiranov, A.N., Kats, A.M. (2008) Theoretical principles of solidification of metals and alloys. Moscow. RUDN [in Russian].
- Lekatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A. et al. (2015) Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (exsitu) and aluminide particles (in-situ). J. Materials & Design, 65, 1121–1135.
- 3. Borodianskiy K., M. Zinigrad. (2016) Modification Performance of WC Nanoparticles in Aluminum and an Al-Si Casting Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 47, 1302–1308.
- Banerji A., Reif W. (1986) Development of Al–Ti–C Grain Refiners Containing TiC. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **17A**, 2127–2137.
- Cibula A. (1949/1950) The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminum Alloys. J. of the Institute of Metals, 76, 321–360.
- 6. McCartney D.G. (1989) Grain Refining of Aluminum and Its Alloys Using Inoculants. *International Materials Reviews.*, 34(5), 247–260.
- 7. Jones G.P., Pearson J. (1976) Factors affecting the grain refinement of aluminum using titanium and boron additives. *Metallurgical Transactions B*, 7(2), 223–234.
- 8. Peng Yu, Zhi Mei S.C. (2005) Materials Chemistry and Physics, 93, 109–116.
- 9. Greer A.L., Cooper P.S., Meredith M.W. et al.(2003) Tronche Grain Refinement of Aluminium Alloys by Inoculation. *Advanced Engineering Materials*, **5**, 81–91.
- In-Hyuck Song, Do Kyung Kim, Yoo-Dong Hahn, Hai-Doo Kim. (2004) Materials Letters, 58, 593–597.
- 11. Viala J.C., Peillon N., Bosselet F., Bouix J. (1997) Materials Science and Engineering, A 229, 95-113.
- 12. Bouix J., Berthet M.P., Bosselet F. (2001) Composites Science and Technology, 61, 355–362.
- Щерецкий А.А., Щерецкий В.А. (2006) Процессы литья, 3, 18–214.
   Shcheretsky, А.А., Shcheretsky, V.A. (2006) Protsessy Litia, 3, 18–214 [in Russian].
- Dinsdale A.T. (1991) SGTE data for pure elements. Calphad, 15, 317–425.
- Witusiewicz V.T., Hallstedt B., Bondar A.A. et al. (2015) Thermodynamic description of the Al-C-Ti system. J. of Alloys and Compounds, 623, 480-496.
- Кауфман, Л., Бернстейн Х. (1972) Расчет диаграмм состояния с помощью ЭВМ. Москва, Мир. Kaufman, L., Bernstein Kh. (1972) Computer calculation of phase diagrams. Moscow, Mir [in Russian].

### CALCULATED EVAUATION OF APPLICATION OF NANO-SIZED PARTICLES IN MODIFYING THE CAST STRUCTURE OF WELD METAL

V.M. Korzhik<sup>1</sup>, V.O. Shcheretskii<sup>1</sup>, A.A. Chaika<sup>1</sup>, Yi Jianglong<sup>2</sup>

<sup>1</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

<sup>2</sup>Guangdong Institute of Welding (China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding).

363 Chiansin Str., 510650, Guangzhou, Tianhe, China. E-mail: wuby@gwi.gd.cn

The work deals with the features of application of promising nanosized particles of TiC, WC, TiB<sub>2</sub> for modifying the weld microstructure in aluminium alloy welding. Evaluation of their applicability was performed from the viewpoint of thermodynamic stability in the melts of commercial weldable alloys, which contain: Cu, Fe, Zn, Mn, and Ti. It is shown that despite the relative instability, nanosized TiC particles can be used with success as modifiers of aluminium alloys of Al-Mg system. Here, the presence of silicon limits the titanium carbide resistance in the aluminium melt and, therefore, is undesirable, whereas titanium, contrarily, improves the stability of TiC particles. WC particles can be used with success for modifying the structure of alloys of Al-Si system, the presence of silicon increasing their stability in the melt. Particles of titanium diboride TiB<sub>2</sub> are the most stable compound of the studied ones. Its small modifying effect on aluminium alloys is compensated by its stability in aluminium melts at overheating. 16 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: automatic welding of aluminium, nanosized particles, modifying, thermodynamics, filler materials

Надійшла до редакції 06.11.2019

# СТРУКТУРНІ ЗМІНИ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНИХ ПАРОПРОВОДІВ

#### В.В. Дмитрик, А.В. Глушко, С.П. Іглін

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут». 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2, Україна. E-mail: alyonaglushko@gmail.com

Збільшення тривалості ресурсу експлуатації паропроводів є дуже актуальним завданням для теплової енергетики. Дослідження особливостей зміни структури металу ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості, дає можливість для зменшення ступеня їх пошкоджуваності і, відповідно, збільшення часу напрацювання. У роботі розглянуто особливості переміщення дислокацій, залежність швидкості повзучості від структурного стану зварних з'єднань, наведено особливості утворення вакансій і пор повзучості. Встановлено, що утворення зародкових пор в умовах повзучості залежить від ступеня деформації металу зварних з'єднань, а також від його структурного стану. Бібліогр. 10, рис. 7.

Ключові слова: структурні зміни, зварні з'єднання, експлуатація, паропроводи, дислокація, пори, пошкоджуваність, напрацювання

У процесі тривалої експлуатації паропроводів з хромомолібденованадієвих теплостійких перлітних сталей, при робочих параметрах  $T_e = 545...585$  °С та  $P_e = 25$  МПа, їх метал деформується, тобто має місце прояв повзучості [1, 2].

Межа текучості зварних з'єднань із сталей 12Х1МФ та 15Х1М1Ф становить 320...370 МПа, що значно більше наведеної робочої напруги. При збільшенні напрацювання паропроводів понад 270000 год. деформація їх металу, яка відповідає другій стадії повзучості, збільшується з певним прискоренням [3]. Деформація металу паропроводів, відповідно вимог нормативної документації [1, 2], не повинна перевищувати 1 %. Однак метал ділянок зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань деформується більшою мірою [3, 4]. Наприклад, деформація ділянки неповної перекристалізації становить 3...7 %, перегріву 2...3 %. Деформація металу зварних з'єднань в процесі їх тривалого напрацювання пов'язана з деградацією їх структури, що сприяє утворенню пор і тріщин повзучості та призводить до зниження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань (рис. 1) [3–5].

Метою роботи є вивчення особливостей структурних змін металу зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості. Вивчення структурних змін дозволить уточнити механізм пошкоджуваності металу зварних з'єднань порами і тріщинами повзучості.

Метал ділянок неповної перекристалізації і перегріву ЗТВ, при тривалому напрацюванні в умовах повзучості (понад 270000 год.) деформується з певним прискоренням, що залежить від структурного стану [3]. Деформація розглянутих ділянок відповідає другій стадії сталої повзучості.

Дмитрик В.В. – https://orcid.org/0000-0002-1085-3811 © В.В. Дмитрик,. А.В. Глушко, С.П. Іглін, 2020 Доцільно виявити особливості структурного стану і пошкоджуваність при переході від другої до третьої стадії повзучості, що важливо для уточнення механізму утворення пор і тріщин, які розвиваються переважно по крихкому механізму.

Повзучості сприяє переміщення дислокацій, що пов'язано з фізико-хімічними процесами, які проходять в металі зварних з'єднань при їх тривалій експлуатації [3, 5–8]. Основними факторами, що забезпечують проходження дифузійних і дислокаційних процесів, є термічна активація і напруга. Важливо встановити як особливості проходження таких процесів, так і їх взаємозв'язок, що дозволить зменшити рівень їх проходження. Зменшення рівня проходження фізико-хімічних процесів є можливим шляхом підвищення стабільності структури зварних з'єднань.

При тривалому напрацюванні зварних з'єднань повзучість їх металу в процесі повернення є незначною і помітною при початковій стадії



Рис. 1. Мікроструктура (×200) ділянки металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ (напрацювання 280000 год.)

процесу рекристалізації. Зауважимо, що їх механізми відрізняються від механізмів повернення і рекристалізації, які проходять при відпалі холодно-деформованого металу. Рівень деформування є представляється як статична залежність швидкості повзучості від часу t (рис. 2), в якій значення ступеня m залежить від структурного стану металу зварних з'єднань. Встановили, що залежність повзучості від часу, при наявності збільшення структурної неоднорідності ділянок ЗТВ, відповідно буде прискорюватися. Наприклад, для ділянки неповної перекристалізації прискорення буде більшим, ніж для ділянки нормалізації, а також для металу шва і основного металу. Запишемо:

$$E = kt^m$$

де *k* – коефіцієнт пропорційності, є функцією як температури, так і напруги, що відповідає умовам повзучості.

Важливо встановити залежність між деформацією металу зварних з'єднань, їх знеміцненням та пошкоджуваністю, що забезпечується умовами процесу повернення на сталій стадії повзучості. Міцність металу зварних з'єднань при напрацюванні понад 270000 год. знижується приблизно на 15...20 % [1-4]. Виявили, що при встановленні залежності слід розглядати проходження дислокацій через бар'єри (виділення карбідів І гр.). Частково підтверджується припущення Уіртмана, що в умовах повзучості, в якості основного процесу є ініційоване термічною активацією та напругою переповзання дислокацій [6, 7]. Однак в його теорії не розглядалося, які бар'єри долають дислокації при їх переміщенні в умовах повзучості. Брали до уваги, що в металі зварних з'єднань паропроводів



Рис. 2. Крива повзучості ділянки перегріву металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф (І–ІІІ – ділянки, відповідні стадіям повзучості)

одночасно відбувається рух дислокацій за двома механізмами: ковзання та переповзання. Доцільно вивчити особливості прояву наведених механізмів, що дозволить уповільнити їх проходження.

Гальмування дислокацій, що переміщаються в умовах повзучості, за механізмом ковзання, сприяє збільшенню стабільності їх структури. Встановили, що гальмування дислокацій відповідно забезпечується наступними основними факторами: силами Пайерлса–Наборро (8...11 %); наявністю скупчень дислокацій (9...10 %); атмосферами домішкових атомів (3...5 %); дисперсними виділеннями других фаз (74...80 %). Зауважимо, що ефект гальмування дислокацій якісно може змінюватися, що залежить від самодиффузії хрому, молібдену, ванадію, і в меншій мірі кремнію, а також формування сегрегацій, утворення нових карбідів VC, Mo<sub>2</sub>C, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> та M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>.

Встановили, що стабільність структурного стану металу зварних з'єднань істотно залежить від форми, розмірів, щільності розподілу і особливостей виділень других фаз [7]. Такі виділення, які перетинають площини ковзання дислокацій, перешкоджають їхньому руху. Дислокації, при подоланні перешкод, якими є виділення особливо дрібнодисперсних карбідів VC та Мо<sub>2</sub>C, їх обходять. При подоланні перешкод, у вигляді подовжених карбідів M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> та M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, розташованих по границях зерен, перпендикулярно робочій напрузі, дислокації можуть руйнувати карбіди, що вимагає уточнення (рис. 3). Виявили, що найбільший внесок у систему гальмування дислокацій (близько 80 %) вносять карбіди VC та Мо, С, які не схильні до коагуляції. В умовах повзучості доцільно знизити швидкість коагуляції карбідів M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> та M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (при створенні нових сталей), або забезпечити їх заміну на більш стабільні карбіди.

Встановили, що енергія активації переповзання дислокацій в металі зварних з'єднань, як вважає Р. Хонікомб [9], не відповідає повною мірою енергії самодифузії хрому і молібдену. Допускали, що енергія активації забезпечує переповзання і ковзання дислокацій, а також подолання перешкод при їх русі. Приймали, що кристали α-фази характеризуються високою енергією дефектів упаковки, а також наявністю значної кількості рівноважних дислокаційних сходинок, що сприяють утворенню точкових дефектів (вакансій). При напрацюванні зварних з'єднань понад 270000 год. дифузій-



Рис. 3. Схема руйнування видовжених карбідів M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> та M<sub>7</sub>C<sub>7</sub>

не переміщення хрому зменшується, а молібдену збільшується [8]. Відповідно змінюється здатність перетворення вихідної структури (рекомендованої нормативною документацією [1, 2]) в феритно-карбідну суміш. Доповнимо вираз Уіртмана [9], що визначає залежність швидкості повзучості від напруги і температури, залежністю від структурного стану. Облік наведеної залежності дозволяє уточнити рівень деформації металу зварних з'єднань при наявності змін зовнішньої напруги (пуски-зупинки енергоблоків). Запишемо:

$$\varepsilon = \operatorname{const} \frac{\sigma^P}{kT} \exp\left(-\frac{U_S^n}{kT}\right),$$

де  $\sigma$  – робоча напруга; k – постійна Больцмана; P – показник ступеня, що характеризує зміну напруги та температури; n – показник ступеня, що залежить від структурного стану;  $U_s$  – енергія активації; T – температура.

Встановили, що при закінченні другої стадії повзучості (див. рис. 2), швидкість деформації починає рости з наближенням до експоненти. У процесі тривалого напрацювання структура зварних з'єднань (феритно-бейнітна, феритно-сорбітна або феритно-тростітна) з різною швидкістю перетворюється в механічну суміш (ферит + карбіди). Одночасно в приграничних зонах кристалів α-фази утворюються сегрегації, нові карбіди VC та Mo<sub>2</sub>C, а також коагулюють M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> та M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, відбувається утворення вакансій і їх злиття. У металі ділянок перегріву і неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань, при їх напрацюванні понад 270000 год. відзначається наростаюче в часі ковзання по границях зерен (до 3...7 %). Внесемо уточнення в механізм в'язкої течії Набарро-Херрінга [6], що дозволяє його використовувати для деформованого, в різному ступені, металу зварних з'єднань. Встановили, що переміщенню дислокацій при повзучості сприяє спрямована дифузія точкових дефектів. Пори утворюються в найбільш деформованих фрагментах ділянки, а потім ру-



Рис. 4. Схема вакансійної повзучості (АВСД – контур деформованого фрагмента ділянки металу ЗТВ: О – пори; --- – зміна форми контуру від напруги о

хаються за напрямом, де деформація є меншою (рис. 4). Відповідно, дифузійне переміщення атомів проходить в зворотному напрямку. Приймали, що зародження вакансій відбувається по границях зерен, а швидкість повзучості забезпечується їх дифузійним переміщенням.

У центрі границі АВ (див. рис. 4) концентрація вакансій є найбільшою. Слідуючи [9] запишемо:

$$C - C_0 = C_0 \frac{\sigma b^3}{kT}$$

де *С* – визначена концентрація вакансій, що утворилася; *С*<sub>0</sub> – рівноважна концентрація; *b*<sup>3</sup> – об'єм вакансії.

Уздовж границі АД і ВС кількість вакансій буде найменшою. Тоді швидкість дифузійного переміщення хрому і молібдену складе:

$$\frac{dV}{dt} = \frac{U_s b^3 l \Pi_n}{kT},$$

де  $U_s$  – енергія активації; l – усереднений розмір зерен;  $Д_n$  – коефіцієнти самодифузіі хрому та молібдену.

При визначенні швидкості повзучості металу ЗТВ враховували енергію активації і коефіцієнти дифузії хрому і молібдену [10]. Запишемо:

$$\varepsilon = \frac{1}{l^3} \frac{dV}{dt} = \frac{2U_s b^3 \Lambda_n}{l^3 kT} \,.$$

Швидкість повзучості знаходиться в лінійній залежності від енергії активації і від коефіцієнтів дифузії хрому та молібдену, залежить від рівня інтенсивності зародження вакансій, їх переміщення і злиття, а також подальшого перетворення вакансій в пори. На дислокаційних лініях (ділянки сплавлення і перегріву ЗТВ) утворюються сходинки (рис. 5), що відбувається при взаємному перетині рухомих дислокацій з «сидячими» дислокаціями, а також під час проходження дислокацій через скупчення дислокацій. Форма сходинок залежить від кута перетину дислокацій. Перетин дислокацій призводить до утворення вакансій. Отже, повзучість відбувається при одночасному



Рис. 5. Дислокаційна структура ділянки сплавлення металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Напрацювання 280000 год. (приклади сходинок на дислокаціях вказані стрілками)

утворенні вакансій, а енергія активації повзучості узгоджується з енергією активації самодифузії.

В умовах повзучості сходинки на дислокаціях переповзають, чому сприяють рухомі (уздовж лінії дислокацій) вакансії, які підживлюють сходинки. Кількість сходинок на лініях дислокацій залежна від числа перетинів рухомих дислокацій з «сидячими» дислокаціями, контролюється рівнем деформації металу. Наприклад, кількість сходинок на дислокаціях на ділянці неповної перекристалізації буде більшою, ніж на інших ділянках металу ЗТВ (рис. 6).

Допустимі перегріви в області температур  $T_n = 630...650$  °С (аварійний скид пара) сприяють утворенню та розвитку пор повзучості, що більшою мірою утворюються по границях зерен, де розташовані коагулюючі карбіди першої групи [5]. Кількість зародкових пор *n* (розмір 0,1...0,3 мкм) зростає в лінійній залежності від температури перегріву, а також його тривалості. Запишемо:

$$n = \alpha(T)t + n_0$$

де  $\frac{dn}{dt} = \alpha(T)$  – швидкість утворення зародкових пор;  $n_0$  – вихідна кількість пор.

На утворення пор в металі зварних з'єднань помітно впливає зростання кількості пусків-зупинок енергоблоків, що характеризується наявністю змінних напруг і вимагає додаткового вивчення.



Рис. 6. Дислокаційна структура ділянки неповної перекристалізації металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Напрацювання 280000 год. (приклади сходинок на дислокаціях вказані стрілками)



Рис. 7. Утворення зародкових пор повзучості (стрілка) при перегріванні металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ (напрацювання 280000 год.)

Встановили, що пори повзучості в основному утворюються на границях зерен, розташованих під кутами 70...90° до осі розтягування, однак при наявності коагулюючих карбідів на їхніх границях пори утворюються і під кутами 20...60°, що слід вивчити надалі. Встановили, що утворення зародкових пор в умовах повзучості залежить від ступеня деформації металу зварних з'єднань, а також від його структурного стану (рис. 7). Знаходить підтвердження припущення Р. Хонікомба, що пори виникають внаслідок одночасного прояву процесів: злиття вакансій і ковзання по межах зерен, що вимагає також додаткового уточнення в металі досліджуваних зварних з'єднань, стосовно їх напрацювання понад 270000 год.

#### Висновки

1. Обґрунтували, що структурні зміни в металі зварних з'єднань, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості, сприяють збільшенню його деформаційної здатності та утворенню пор повзучості.

2. Встановили, що структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів взаємопов'язані з процесами повзучості і дифузії легуючих елементів хрому і молібдену.

3. Виявили особливості утворення вакансій в структурі зварних з'єднань, що забезпечується умовами повзучості та залежать від структурного стану зварних з'єднань.

#### Список літератури

- (2005) Методические указания по оценке живучести оборудования тепловых электростанций (СО153-34.17.456). Москва, ЦПТИ ОРГРЭС.
- (2001) Экспрессивный метод для оценки остаточного ресурса сварных соединений коллекторов котлов и паропроводов по структурному фактору (РД 153-34.1-17.467). Москва, ЦПТИ ОРГРЭС.
- Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018). Ползучесть сварных соединений паропроводов. Металлофизика и новейшие технологии, 40, 5, 683–700.
- Хромченко Ф.А. (2002). Ресурс сварных соединений паропроводов. Москва, Машиностроение.
- Дмитрик В.В., Соболь О.В., Погребной М.А., Глушко А.В., Ищенко Г.И. (2015). Структурные изменения металла сварных соединений паропроводов в процессе эксплуатации. Автоматическая сварка, 12, 26–30.
- Судзуки Т., Есинага Х., Текуети С. (1989). Динамика дислокаций и пластичность. Москва, «Мир».
- 7. Glushko A. (2016). Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **6**, 1(84), 14-20.
- Дмитрик В.В., Соболь О.В., Погребной М.А., Сыренко Т.А. (2015). Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов. Автоматическая сварка, 7, 12–17.
- 9. Хоникомб Р. (1972). Пластическая деформация металлов. Москва, Мир.
- Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2012). К механизму диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений паропроводов. Автоматическая сварка, 10, 22–26.

#### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

#### References

- 1. (2005) Procedural guidelines on evaluation of viability of equipment of thermal power plants (SO153-34.17.456). Moscow, TsPTI ORGRES [in Russian].
- 2. (2001) Express-method for evaluation of residual service life of welded joints of boiler and steam pipeline collectors on structural factor (RD 153-34.1-17.467). Moscow, TsPTI ORGRES [in Russian].
- Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Syrenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, 40(5), 683-700 [in Russian].
- 4. Khromchenko, F.A. (2002) Service life of welded joints of steam pipelines. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

- Dmitrik, V.V., Sobol, O.V., Pogrebnoj, M.A. et al. (2015) Structural changes in metal of welded joints of steam pipelines in operation. *The Paton Welding J.*, 12, 24-28.
- 6. Suzuki, T., Yoshinaga, H., Takeuchi, S. (1989) *Dislocation dynamics and plasticity*. Moscow, Mir [in Russian].
- 7. Glushko, A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 6, 1(84), 14-20.
- Dmitrik, V.V., Sobol, O.V., Pogrebnoj, M.A., Syrenko, T.A. (2015) Peculiarities of degradation of metal in welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 7, 10-15.
- 9. Honeycomb, R. (1972) Plastic deformation of metals. Moscow, Mir [in Russian].
- 10. Dmitrik, V.V., Syrenko, T.A. (2012) To the mechanism of diffusion of chromium and molybdenum in the metal of welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, **10**, 20-24.

### STRUCTURAL CHANGES IN THE METAL OF WELDED JOINTS OF LONG-TERM OPERATING STEAM PIPELINES

#### V.V. Dmytryk,. A.V. Glushko, S.P. Iglin

National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», 2 Kirpichova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine. E-mail: alyonaglushko@gmail.com

Increasing the service life of steam pipelines is a very urgent task for heat power engineering. The investigation of peculiarities of changing the metal structure in the areas of heat-affected-zone of welded joints of steam pipelines, which are operated for a long time in the conditions of creep, makes it possible to reduce the level of their damage and, consequently, increase the operating time. In the work the features of dislocations movement, dependence of creep rate on the structural state of welded joints are considered, and features of forming vacancies and creep pores are given. It was established that the formation of embryo pores in the conditions of creep depends on the degree of deformation of metal in welded joints, as well as on its structural state. 10 Ref., 7 Fig.

Keywords: structural changes, welded joints, operation, steam pipelines, dislocation, pores, damage, operating time

Надійшла до редакції 06.05.2019

### «Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах»



Х МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ





#### Національна академія наук України Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Для участі в конференції необхідно заповнити реєстраційну картку і разом з тезами доповіді направити її в Оргкомітет до 19 червня 2020 р. До початку конференції будуть видані тези доповідей.

Збірники праць дев'яти попередніх конференцій «Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах» знаходяться у відкритому доступі на сайті:

https://patonpublishinghouse.com/ukr/proceedings/mmw

#### Контрольні дати

Надання заявок на участь та тез доповідей

Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі

Оплата реєстраційного внеску

до 19.06.2020 р. до 17.07.2020 р. до 15.09.2020 р. Оргкомітет IE3 ім. Є.О. Патона НАН України вул. Казимира Малевича 11 м. Київ, 03150, Україна тел. / факс: (38044) 200-82-77, 205-22-26 E-mail: journal@paton.kiev.ua http://pwi-scientists.com/ukr/mmi2020

# КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ, НАПЛАВЛЕНОГО ТІС СПОСОБОМ З ВИКОРИСТАННЯМ ГНУЧКОГО ШНУРА TeroCote 7888T

#### Б.В. Стефанів, Л.І. Ниркова, А.В. Ларіонов, С.О. Осадчук

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

Збільшення корозійної стійкості бурових доліт з захисними покриттями є актуальною проблемою в Україні. Для бурового інструменту основними показниками фізико-механічних властивостей зносостійких покриттів є абразивна зносостійкість, корозійна стійкість та твердість (мікротвердість). Це дозволяє ефективно протистояти зношуванню робочих органів лопатей та корпуса доліт в умовах знакозмінних та ударних навантажень, гідроабразивного зносу, корозії, ерозії, тощо. Досліджено, що рівномірне розподілення частинок карбідів вольфраму по всьому об'єму наплавленого шару зумовлює однакову твердість по глибині покриття і значно збільшує стійкість покриття до корозійного зношування. Показано, що мікротвердість матриці композиційного матеріалу TeroCote 7888T на основі NiCrBSi перевершує мікротвердість сталі 30X в 2,2 рази. За результатами корозійних випробувань встановлено, що захист сталі 30X наплавленим шаром на основі композиційного матеріалу TeroCote 7888T в умовах, що моделюють експлуатаційні, дозволяє знизити швидкість корозії робочих частин сталевого долота майже в 53 рази. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 4.

# Ключові слова: наплавлення, карбіди вольфраму, мікроструктура, мікротвердість, зносостійкість, швидкість корозії, корозійна пляма

Бурові долота експлуатуються в різних кліматичних зонах, в агресивних умовах і піддаються різним навантаженням. Класичними ознаками зносу бурового інструменту в промисловості є: абразивний, ерозійний, ударний, фрикційний, внаслідок нагріву, корозійний, кавітаційний. Збитки, внаслідок зносу, проявляються не тільки у втраті засобів на закупівлю нового обладнання, але і в часі простою при ремонті. За більш ніж вікову історію було доказано, що нанесення захисних покриттів на робочі частини бурових доліт здатне значно збільшити термін служби бурового інструменту.

Для захисту бурового інструменту від різних видів зношування широко застосовуються композиційні матеріали на базі сплавів Ni, Fe, NiCr, NiCrBSi, латуні тощо, зміцнених карбідами вольфраму [1]. Перш за все це пов'язано з унікальними властивостями армуючої фази таких сплавів, як карбідами вольфраму. Найпоширеніше застосування в промисловості має монокарбід вольфраму WC зі стехіометрією 6,13 % С. Він характеризується високою твердістю HV 2200, міцністю на стискання 5...7 ГПа і модулем пружності 700 ГПа, зберігає механічні властивості в широкому діапазоні температур, стійкий до фрикційної корозії і здатний утворювати міцний зв'язок з металами [2, 3].

Проблема корозії поруч із інтенсивним зносом дуже важлива для робочих органів долота під час буріння нафтогазових свердловин. Стійкість і показники буріння буровими сталевими долотами із захисним покриттям, в тому числі долотами з породоруйнівними елементами у вигляді полікристалічних алмазних різців, прямо залежить від здатності елементів «озброєння» доліт чинити опір абразивному зносу припою та ділянок лопастей корозійному зносу навколо цих елементів, які прагнуть зруйнувати систему кріплення цих породоруйнівних елементів. Тому, захисне покриття сталевих ділянок робочих органів лопастей, розташованих навколо ріжучих і калібруючи елементів утримує їх від виривання, сприяє оголенню, збільшенню розміру виступу та поступового випадання окремих елементів.

Проведені дослідження зносостійкості композиційних матеріалів в умовах гідроабразивного зношування [4] показали, що зносостійкість захисного покриття, нанесеного з використанням TeroCote7888T з колотими частинками карбіду вольфраму, перевищує зносостійкість покриттів, нанесених з використанням реліту «ЛЗ-11-7» (сферичні гранули карбіду вольфраму) та Diamax M (подрібнені частки карбіду вольфраму) в 1,7 та 2,9 рази, відповідно. Ґрунтуючись на результатах досліджень гідроабразивного зношування композиційних матеріалів, головну увагу було приділено композиційному сплаву TeroCote 7888T, який відноситься до категорії корозійностійких захисних матеріалів.

Зважаючи на зазначене вище, мета роботи полягала у дослідженні корозійної стійкості металу, наплавленого з використанням композиційного

Стефанів Б.В. – http://orcid.org/0000-0002-7159-8762, Ниркова Л.І. – http://orcid.org/0000-0003-3917-9063, Осадчук С.О. – http://orcid.org/0000-0001-9559-0151 © Б.В. Стефанів, Л.І. Ниркова, А.В. Ларіонов, С.О. Осадчук, 2020 матеріалу TeroCote 7888Т в лабораторних умовах, які моделюють експлуатацію бурового долота під час буріння свердловини (температури, хімічного складу, наявності зносу, тощо).

Матеріали та методи. Об'єктом досліджень вибрано композиційний матеріал – гнучкий шнур ТегоСоte 7888Т. Дослідження мікроструктури проводили за стандартною методикою на оптичному металографічному мікроскопі ММТ-1600В. Цифрове зображення мікроструктури було отримано за допомогою камери Carl Zeiss ICc5. Мікротвердість вимірювали за стандартною методикою згідно з ГОСТ 2999 [5] на мікротвердомірі ПМТ-3. Корозійні випробування проводили методом масометрії згідно з ГОСТ 9.908 [6].

Результати дослідження. Для нанесення захисного покриття на зразки використовувався композиційний матеріал (самофлюсуючий припій TeroCote 7888T у вигляді гнучкого шнура діаметром 5 мм згідно з DIN 8555: G21 – 350 – GR). Шнур мав серцевину із нікелевого дроту діаметром 1,2 мм та оболонку матричного сплаву системи NiCrBSi з високим вмістом карбіду вольфраму. Робоча температура наплавлення: 1170 °C (± 50 °C). Розмір частинок колотого карбіду вольфраму: 0,10...0,70 мм. Вміст карбіду вольфраму в матричному сплаві не перевищує 65 мас. %.

Дугове наплавлення дослідних зразків проводили за допомогою зварювального апарату ПРС-3М. Нанесення наплавленого шару виконували дуговим способом неплавким вольфрамовим електродом в захисному газі – технічному аргоні. Оптимальний режим з найменшим тепловкладенням був такий: U = 10...12 В; I = 50...60 А, швидкість наплавлення: 2...4 м/год. Наплавлення проводили в горизонтальному положенні на всіх сторонах прямокутного зразка. Середня товщина наплавленого шару становила 8...10 мм. Після наплавлення зразки шліфували, товщина наплавле-



Рис. 1. Мікроструктура наплавленого шару (сталь 30Х): 1 – основний метал; 2 – матриця на основі сплаву NiCrBSi; 3 – карбіди вольфраму

ного шару з кожної сторони становила приблизно 1,5...1,8 мм.

Для визначення мікроструктури було виготовлено мікрошліф зі зразка з наплавленим шаром. Металографічні дослідження показали, що наплавлений шар і основний метал поєднує тонкий перехідний шар дифузійного походження (рис. 1), що вказує на те, що не відбулось оплавлення основного металу і розчинення в ньому присадного металу. Мікроструктура наплавленого сплаву містить твердий розчин на основі нікель-хром, зміцненого карбідами вольфраму, і вмістом депресантів кремнію та бору. Присутність бору та кремнію в складі присадних дротів придає їм самофлюсуючі властивості при наплавленні на сталь. Карбіди вольфраму неправильної форми (різних розмірів) розподілені по всьому полю мікрошліфу.

З літератури відомо, що якісне зносостійке покриття повинно мати рівномірне розподілення твердих фаз з відстанню між цими фазами меншою, ніж розмір абразивних частинок [7]. Таке рівномірне розподілення частинок карбідів вольфраму по всьому об'єму наплавленого шару зумовлює однакову твердість по глибині та значно збільшує стійкість покриття до корозійного зношування.

Вимірювання мікротвердості на поверхні наплавленого шару та основного металу було проведено на мікротвердомірі ПМТ-3, при збільшенні x130 за відношенням навантаження до площі відбитка. Застосовували вантажі вагою 50 г (для основного металу) та 200 г (для наплавленого шару). Зразок було розділено на три ділянки для вимірювань: основний метал, матриця в середині наплавленого шару, частинки карбідів вольфраму (рис. 1). На кожній ділянці виконували десять вимірювань при витримці 15 с. За отриманими даними визначено середні значення для кожної ділянки (рис. 2): 1 – основного металу (сталь 30X) – 1400,8 МПа; 2 – матриці на основі сплаву NiCrBSi – 3123,5 МПа; 3 – карбідів вольфраму – 16850 МПа (16,8 ГПа).

Корозійну стійкість наплавленого шару на основі сплаву TeroCote 7888Т оцінювали на двох



Рис. 2. Середнє значення мікротвердості ділянок зразка: 1 – сталь 30Х; 2 – матриця на основі сплаву NiCrBSi; 3 – карбіди вольфраму

зразках (рис. 3, 4). Для порівняння оцінювали корозійну стійкість сталі 30Х.

Стійкість наплавленого шару металу до дії рухомого середовища оцінювали за зовнішнім виглядом зразків та за швидкістю корозії. Для моделювання впливу корозійного середовища та твердих частинок, що присутні в буровому шламі під час буріння свердловин, дослідження проводили у рухомому середовищі на основі 3 %-го розчину NaCl складу: 400 мл H<sub>2</sub>O + 12 г NaCl + + 200 г кварцового піску на установці mlw MR25 за кімнатної температури. Тривалість витримування зразків у рухомому середовищі становила 95 год, швидкість потоку рідини 60...90 об./хв, а загальна тривалість випробувань (з перемішуванням та без перемішування) – 172 год. Після закінчення випробувань продукти корозії з поверхні зразків видаляли згідно з ГОСТ 9.907 [8]. Огляд поверхні зразків до та після досліджень проводили візуально. Площу корозійних уражень основного металу оцінювали згідно з ГОСТ 9.311 [9], пункт 5. Швидкість корозії зразків визначали методом масометрії за показниками згідно з ГОСТ 9.908 [6] в г/(м<sup>2</sup>·год):

$$V_{\rm p} = \frac{\Delta m}{St} , \qquad (1)$$

де  $\Delta m$  – втрата маси зразка, г; *S* – площа поверхні зразка, м<sup>2</sup>; *t* – тривалість досліджень, год.

Глибину проникнення корозії в мм/рік обчислювали за формулою:

$$V_h = 8,76 \frac{V_p}{\rho}$$
, (2)

де  $V_p$  – швидкість корозії, г/(м<sup>2</sup>·год.);  $\rho$  – щільність металу, г/см<sup>3</sup>.

Для сталі  $30X - \rho = 7,8$  г/см<sup>3</sup>, для композиційного сплаву TeroCote  $7888T - \rho = 12,4$  г/см<sup>3</sup>.

Результати дослідження наведено в таблиці та на рис. 3, 4.

Зразки з наплавленим шаром. Поверхня зразка до випробувань рівномірна, має металевий колір (рис. 3, *a*). Після випробувань на всій поверхні з обох боків видно плями потемніння наплавленого шару та язви діаметром не більше 1 мм. Корозійні ураження мають вигляд корозійних плям різного розміру: від (10×1) мм до (5×3) мм та дрібних язв (рис. 3,  $\delta$ ). Сумарна площа корозійних уражень становить близько 0,00004 м<sup>2</sup> (при загальній площа поверхні зразка 0,0045 м<sup>2</sup>).

Площа корозійних уражень основного металу становить близько 2 % (рис. 3, *в*) та оцінена балом 6 (площа ураження основного металу від 1 до 2,5 %) згідно з табл. 2 ГОСТ 9.311 [9] за десятибальною шкалою. Швидкість корозії зразка становила 0,257 г/(м<sup>2</sup>·год), глибина проникнення корозії – 0,18 мм/рік (таблиця).

**Зразок сталі 30Х.** Поверхня зразка сталі 30Х (рис. 4, *a*) до випробувань має металевий колір. Після випробувань вся поверхня вкрита продуктами корозії бурого кольору (рис. 4, *б*), після видалення яких наявні корозійні плями, що займають більше ніж на 70 % всієї площі (при загальній площі поверхні зразка 0,0035 м<sup>2</sup>), рис. 4, *в*. Згідно з ГОСТ 9.908 [6] тип корозії ідентифіковано як суцільна рівномірна. Швидкість корозії становила 8,42 г/(м<sup>2</sup>·год), глибина проникнення корозії – 9,5 мм/р (див. таблицю).

Згідно з ГОСТ 9.502 [10], якщо швидкість корозії заліза та чорних металів становить від 0,1 до 0,5 мм/рік, що оцінюють балом 6, стійкість мета-

Швидкість та глибина проникнення корозії сталі 30Х та наплавленого шару

Характеристика зразка	Швидкість корозії, г/(м <sup>2</sup> ·год)	Глибина проникнення корозії, мм/рік
Зразок з наплавленим шаром	0,2570,261	0,18
Сталь 30Х	8,42	9,5



Рис. 3. Зовнішній вигляд поверхні зразка наплавленого шару на основі NiCrBSi: *a* – у вихідному стані; *б* – з продуктами корозії; *в* – після видалення продуктів корозії



Рис. 4. Зовнішній вигляд поверхні зразка наплавленого шару на основі сталі 30Х: *a* – у вихідному стані; *б* – з продуктами корозії; *в* – після видалення продуктів корозії

лу проти рівномірної корозії вважають пониженою. Якщо швидкість корозії становить від 5,0 до 10,0 мм/рік (оцінюють балом 9), метал вважають слабостійким.

#### Висновки

1. За результатами досліджень встановлено, що при наплавленні TIG способом з використанням гнучкого шнуру TeroCote 7888T під час формування наплавленого шару відбувається рівномірне розподілення частинок карбіду вольфраму по всьому об'єму наплавленого шару, яке обумовлює рівномірне розподілення твердості за глибиною покриття.

2. Результати проведених досліджень показали, що застосування захисного покриття, нанесеного з використанням гнучкого шнура TeroCote 7888T, дозволяє знизити швидкість корозії робочих органів бурового інструменту зі сталі 30Х близько в 53 рази, що сприятиме подовженню його експлуатаційного ресурсу.

#### Список літератури

- 1. Износостойкие материалы. Прутки для газовой и *TIG-сварки* [Электронный ресурс] Режим доступа: https://docplayer.ru/32381351-Iznosostoykie-materialy-itvyordye-splavy-na-osnove-kobalta.html.
- 2. Самсонов Г.В., Витрянюк В.Н., Чаплыгин Ф.И. (1974) Карбиды вольфрама. Киев, Наукова думка.
- 3. Pierson H.O. (1996) *Handbook of Refractory Carbides and Nitrides*. New Jersey, Noyes Publications.
- Стефанив Б.В. (2016) Исследование износостойкости защитных покрытий в условиях гидроабразивного изнашивания. Автоматическая сварка, 9, 29–32.
- 5. ГОСТ 2999-75. Методи вимірювання твердості за Віккерсом.

- ГОСТ 9.908-85 ЕСЗКС. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости.
- Износостойкие материалы [Электронный ресурс] Режим доступа: http://www.svarka52.ru/upload/osnovnoi\_ katalog\_po\_paike\_i\_Terocote\_BRAZING\_1.pdf.
- FOCT 9.907-83 ЕСЗКС. Металлы, сплавы, покрытия металлические. Методы удаления продуктов коррозии после коррозионных испытаний.
- 9. ГОСТ 9.311-87 ЕСЗКС. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Метод оценки коррозионных поражений.
- ГОСТ 9.502-82 ЕСЗКС. Ингибиторы коррозии металлов для водных систем. Методы коррозионных испытаний.

#### References

- 1. *Wear-resistant materials*. https://docplayer.ru/32381351-Iznosostoykie-materialy-i-tvyordye-splavy-na-osnovekobalta.html [in Russian].
- 2. Samsonov, G.V., Vitryanyuk, V.N., Chaplygin, F.I. (1974) *Carbides of tungsten*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- 3. Pierson, H.O. (1996) Handbook of refractory carbides and nitrides. New Jersey, Noyes Publ.
- 4. Stefaniv, B.V. (2016) Investigation of wear resistance of protective coatings under conditions of hydroabrasive wear. *The Paton Welding J.*, **9**, 26-29.
- 5. GOST 2999-75: Vickers hardness test [in Ukrainian].
- 6. GOST 9.908-85 (USCAP: Metals and alloys. Methods for determination of corrosion and corrosion resistance indices [in Russian].
- 7. *Wear-resistant materials*. http:// www.svarka 52.ru/upload/ osnovnoj\_katalog\_po\_paike\_i\_Terocote\_BRAZING\_1.pdf [in Russian].
- 8. GOST 9.907-83 (USCAP): *Metals, alloys, metallic coatings. Methods for removal of corrosion products after corrosion tests* [in Russian].
- 9. GOST 9.311-87 (USCAP): Metal and non-metal inorganic coatings. Method of corrosion damage evaluation [in Russian].
- 10. GOST 9.502-82 (USCAP): Inhibitors of metals corrosion for aqueous systems. Methods of corrosion tests [in Russian].

### CORROSION RESISTANCE OF COMPOSITE MATERIAL DEPOSITED BY TIG METHOD USING FLEXIBLE CORD TeroCote 7888T

#### B.V. Stefaniv, L.I. Nyrkova, A.V. Larionov, S.O. Osadchuk

#### E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Increasing the corrosion resistance of drill bits with protective coatings is an urgent problem in Ukraine. For drilling tool, the main indicators of physical and mechanical properties of wear-resistant coatings are abrasive wear, corrosion resistance and hardness (microhardness). It allows effectively resisting wear of working bodies of blades and a body of drill bits under the conditions of alternating and shock loads, hydroabrasive wear, corrosion, erosion, etc. It was investigated that a uniform distribution of tungsten carbide particles throughout the whole volume of deposited layer causes the same hardness over the coating depth and significantly increases the resistance of coating to corrosion wear. It is shown that microhardness of the matrix of a composite material TeroCote 7888T based on NiCrBSi exceeds the microhardness of steel 30Kh by 2.2 times. According to the results of corrosion tests, it was established that the protection of steel 30Kh by a deposited layer on the basis of a composite material TeroCote 7888T under the conditions simulating operating ones allows reducing the corrosion rate of working bodies of steel drill bit by almost 53 times. 10 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Keywords: surfacing, tungsten carbides, microstructure, microhardness, wear resistance, corrosion rate, corrosion spot

Надійшла до редакції 05.11.2019

ХХІІІ Міжнародна конференція **«Неруйнівний контроль та моніторінг технічного стану»** 14–18 вересня Одеса, Україна

http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2020

# ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАНЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ КАТОДНОГО ВУЗЛА ЕЛЕКТРОННОЇ ГАРМАТИ

#### В.М. Нестеренков, В.І. Загорніков, Ю.В. Орса, О.М. Ігнатенко

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua Загальновідома ефективність застосування електронно-променевого зварювання в отриманні нероз'ємних з'єднань конструкційних матеріалів найрізноманітнішої товщини і форми. В роботі вперше розглянуто можливість застосування електронно-променевого зварювання для виробництва високоточних деталей оптичної системи катодного вузла із забезпеченням необхідних параметрів і з'єднання їх в подальшому з ізолятором електронно-променевої гармати. Застосування електронно-променевого зварювання на фінішному етапі виготовлення катодного вузла відкриває можливість звести до мінімуму кількість подальших технологічних операцій. Відзначено, що для створення технології зварювання, в якій операція зварювання стала б фінішною складальною операцією, необхідна розробка нових конструкцій зварних з'єднань і схем збирання катодного вузла. Вдалося за рахунок правильного конструктивного оформлення зварних вузлів та дотримання точності складання під зварювання зберегти після електронно-променевого зварювання геометричні розміри і забезпечити експлуатаційну надійність конструкції в цілому. Бібліогр. 5, рис. 6.

Ключові слова: електронно-променеве зварювання, імпульсний режим, нікелевий сплав, катодний вузол, зварювальне оснащення

У промисловості з'являються нові завдання, які успішно вирішуються за допомогою електронно-променевого зварювання (ЕПЗ). При цьому застосовуються зварювальні гармати різної потужності, що забезпечують формування зварних з'єднань товщиною від 0,5 до 150 мм і більше.

Катодні вузли (КВ) оптичних систем є базою електронно-променевих гармат і до них пред'являються підвищені вимоги при виготовленні. З огляду на можливості ЕПЗ, вельми перспективним бачиться його використання при виготовленні КВ, що представляють собою складний металокерамічний виріб. Беручи до уваги високу вартість обладнання для електронно-променевого зварювання, задача виготовлення і при цьому продовження терміну експлуатації КВ є вельми актуальною. З метою збільшення тривалого і стабільного формування електронно-променевих швів розроблені і виготовлені високоточні деталі катодної частини електронно-променевої гармати (ЕПГ) із застосуванням ЕПЗ.

При виготовленні подібних вузлів доводиться вирішувати ряд проблем, пов'язаних з наявністю залишкових власних напружень, викликаних різницею термічних коефіцієнтів лінійного розширення металу і кераміки [1].

Як відомо, катоди для електронних зварювальних гармат виготовляються з вольфраму і гексабориду лантану LaB<sub>6</sub>. Вольфрам є набагато більш стійким до дії парів металів, що зварюються, та залишкових газів, в той час як катоди з гексабориду лантану швидко запилюються парами металів, що зварюються, і втрачають свою емісійну здатність [2]. Однак необхідна для нормальної роботи вольфрамового катода потужність його нагрівання в 3-4 рази перевищує потужність нагріву катода з LaB<sub>6</sub>. Через вплив високих робочих температур можливе зміщення катода відносно оптичної вісі і порушення фокусування електронного пучка.

Як наслідок, робоча температура тримача вольфрамового катода і сполучених з ним елементів не дозволяють використовувати в конструкції катодного вузла паяні з'єднання. В роботі вперше розглянуто можливість застосування ЕПЗ для з'єднання високоточних деталей оптичної системи (КВ) із забезпеченням необхідних параметрів.

Задача, яка вирішувалася в даній роботі, полягала в розробці технології, що дозволяє зробити операцію ЕПЗ фінішною операцією з'єднання електродів КВ при збереженні в повному обсязі його експлуатаційних властивостей.

Експериментальні роботи проводилися на установці СВ112 конструкції ІЕЗ ім. Є.О. Патона з комп'ютерним управлінням параметрами ЕПЗ. Проведення ЕПЗ на малогабаритній установці СВ112 в важкодоступних для зварювання місцях (міжелектродних просторах), де застосування штатної системи спостереження у вторинних електронах було проблематичним, стало можливим завдяки наявності коаксіальної системи відеоспостереження на базі цифрової відеокамери.

Для отримання зварних з'єднань з деталей з ковару, які використовуються при виготовленні КВ, важливо звести до мінімуму залишкові

В.М. Нестеренков – http://orcid.org/0000-0002-7973-1986 © В.М. Нестеренков, В.І. Загорніков, Ю.В. Орса, О.М. Ігнатенко, 2020

напруги шляхом мінімізації глибини проплавлення і перегріву основного металу [3]. Це досягається оптимізацією параметрів зварювання: швидкості зварювання V<sub>w</sub>, струму пучка I<sub>w</sub>, струму фокусуючої лінзи І, та робочої відстані, які забезпечують формування швів з проплавленням на неповну товщину з мінімальною зоною перекристалізації. На формування шва істотно впливає положення фокусу електронного пучка відносно поверхні виробу. Найкращі результати досягаються при розташуванні фокуса нижче його поверхні. Режими зварювання вибираються такими, щоб забезпечити значення коефіцієнта форми шва близько до  $H_{\rm mp}/B = = 1, 8...2, 0$  мм. Така форма обумовлена необхідністю мінімального тепловкладення для зниження ймовірності появи пропалів, підрізів, підвищеного розбризкування та періодичної горбистості шва.

З цією ж метою успішно застосовується імпульсний режим ЕПЗ. Імпульсне ЕПЗ завдяки малому тепловкладенню стало незамінним при зварюванні в безпосередній близькості від місця спаїв металу з керамікою. Підведення тепла під час зварювання мінімізується, а швидкість зварювання доводиться до максимуму для зменшення розміру зварювальної ванни і часу кристалізації.

Параметрами імпульсного режиму ЕПЗ є:

 жорсткість режиму G (відношення тривалості імпульсу до тривалості паузи між ними);

– частота проходження імпульсів струму електронного пучка *F*.

Істотний вплив на величину погонної енергії і якість зварного з'єднання при зварюванні в імпульсному режимі надає також швидкість зварювання  $V_w$ , вибір якої в кожному конкретному випадку залежить від тривалості окремого імпульсу і довжини шляху, пройденого пучком під час паузи між імпульсами, що визначає величину коефіцієнта перекриття.

Для дотримання умов формування герметичного (вакуумно-щільного) зварного з'єднання коефіцієнт перекриття зварювальних точок встановлюється не менше 0,6...0,7. На підставі проведених розрахунків і експериментів були визначені параметри імпульсного режиму ЕПЗ.

50
12
00
30
,5
,5

Швидкість зварювання на різних типах зварних з'єднань КВ варіювалася від 3 до 10 мм/с. Подальше збільшення швидкості призводило до виникнення Хампінг-ефекту.

Зменшення швидкості зварювання загрожує перегрівом виробу аж до спотворення його форми.

Крім того, імпульсний режим ЕПЗ дозволяє знизити вимоги до точності підгонки елементів тонкостінних конструкцій і, перш за все, до величини зазору між цими елементами. Наші попередні дослідження показали, що зазор в з'єднаннях КВ не повинен перевищувати 0,06...0,08 мм.



Рис. 1. Приклади конструктивного оформлення зварних з'єднань КВ (a,  $\delta$ ): a – стикового з'єднання з односторонньою відбортовкою кромки;  $\delta$  – з двосторонньою відбортовкою кромки. Два типи електронно-променевих з'єднань катодного вузла з ізолятором ЕПГ (a, c): a – внахліст; c – з двосторонньою відбортовкою кромок

Похибка в цьому випадку допускається в 0,09 мм. Перевищення кромок має бути не більше 0,5 мм або 20...25 % товщини. Зварювання по відбортовці кромок при дотриманні складального зазору в межах 0,06...0,08 мм також не викликало труднощів.

Всі шви в розглянутій зварній конструкції КВ були кільцевими. Відомо, що вироби, деталі яких істотно розрізняються по товщині, зварюють з попередньою обробкою кромки для вирівнювання температурного поля, що забезпечує симетричну форму проплавлення. З метою мінімізації тепловідведення в виріб при зварюванні кільцевих швів КВ застосовувалися конструктивні вибірки (рис. 1).



Рис. 2. Послідовність складання і зварювання КВ за допомогою ЕПЗ: шов № 1 (втулки електрода Венельта з високовольтним вводом); № 2 (втулки катодної з високовольтним вводом); № 3 (втулки нагрівача з високовольтним вводом); № 4 (кришки з високовольтним вводом); № 5 (установка штиря підігрівача в кришку); № 6 (з'єднання КВ з ізолятором)

Процес зварювання також критичний до точності розташування плями нагріву по відношенню до стику. У разі його відхилення від траєкторії стику можливі непровари, пропали, підрізи. Непровари і пропали не забезпечують вакуумної щільності швів та є основними бракувальними критеріями як найбільш небезпечні дефекти. Такі дефекти важко усувати при повторному переплаві. Повторні проходи призводять до формування в шві крупнозернистої стовбчатої структури і гарячих тріщин, до яких схильні нікелеві сплави. Тому число проходів не повинно бути більше двох.

Грунтуючись на результатах попередніх досліджень ЕПЗ, була створена мапа технологічного виробництва КВ, що складається з шести деталей: втулки електрода Венельта, вгулки катодної, втулки нагрівача, кришки та штиря нагрівача катода (рис. 2).

На рис. З мапа доповнена фото макрошліфів характерних типів зварних з'єднань.

Деталі КВ (втулки катодної з високовольтним вводом та втулки нагрівача з високовольтним вводом) виготовлялися та з'єднувалися (шов № 2 та шов № 3) в двох конструкторських варіантах: a – стикове з'єднання електродів КВ; б – стикове з'єднання електродів КВ застосуванням по відбортовці.

Використання конструкції за варіантом (б) дозволило зменшити критичність величини стикового



Рис. З. Макрошліфи характерних типів зварних з'єднань катодного вузла (КВ): *а*−*в* − відповідно шви № 1, № 5, № 6



Рис.4. Фрагменти швів різних частин КВ (*a*−*в*) та загальний його вигляд у зборі (*г*): *a* – вид згори на кришку КВ зі швами №№ 4 та 5; *б* – фрагмент шва № 5; *в* – фрагмент шва № 1

зазору. Зварне з'єднання з відбортовкою кромок було реалізовано також і при установці штиря підігрівача в кришку КВ (шов № 5).

В результаті на катодному вузлі були отримані якісні зварні шви, фрагменти яких разом із загальним виглядом КВ представлено на рис. 4.

Заключний, найвідповідальніший етап вварювання КВ в тонкостінний (0,5...0,8 мм) фланець керамічного ізолятора ЕПГ проводиться в спеціально виготовленому за формою посадочних місць ізолятора кондукторі. Кондуктор закріплений на обертачі, під кутом з відхиленням від вертикалі до  $10^\circ$ . Ця вимога є обов'язковою для забезпечення можливості виконання зварювання у важкодоступних місцях зварюємого КВ з коаксіальними швами, розташованими на різній висоті.

З метою підвищення технологічності процесу складання і зварювання проведена модернізація конструкції КВ. Зокрема, змінено тип і форму зварного з'єднання при вварюванні КВ в ізолятор.

Заміна одного типу зварного з'єднання – напускного, звареного під гострим кутом в торець (рис. 1, *в*), тобто зварне з'єднання, в якому зварювані елементи розташовані паралельно і част-



Рис. 5. Зовнішній вигляд КВ в зборі з ізолятором: *1* – ізолятор; *2* – КВ; *3* – шов

ково перекривають один одного на двосторонню відбортовку (рис. 1, г), дала можливість спростити схему зварювання на заключному етапі. Така схема дозволила знизити ризик як непровару, так і пропалу тонкої бічної стінки КВ. З іншого боку, була виключена ймовірність перегріву зони поблизу паяного з'єднання (фланця з ізолятором) і, як наслідок, порушення його вакуумної щільності. Після завершення всіх етапів зварювання геометричні розміри КВ знаходилися в межах допуску. При цьому значно скоротився час підготовчих робіт перед зварюванням без зниження точності складання таких виробів. На рис. 5 представлений КВ в зборі з високовольтним ізолятором.

Техніка складання тонкостінних високоточних зварних конструкцій, відповідні зварювальні пристосування та шляхи їх вдосконалення описано в літературі [4, 5].

Нами був розроблений комплект зварювального оснащення для збирання – зварювання електродів в КВ і подальшого вварювання в ізолятор ЕПГ.

Зварювальне оснащення являє собою набір циліндричних оправок, які в залежності від етапу зварювального процесу закріплюються на обертачі (рис. 6, *a*).

ЕПЗ катодного вузла є прецизійним процесом і вимагає мінімальних як осьового, так і радіального биття обертача. З цією метою зварювальне оснащення виготовлено таким чином, щоб його закріплення разом зі зварюваним виробом відбувалося безпосередньо на валу обертача.

Таке рішення дозволило звести до мінімуму необхідність програмного коректування положення електронного пучка відносно стику під час зварювання.

При складанні деталей під зварювання забезпечувалися відсутність зазору по торцевих поверхнях і гарантований натяг по циліндричних.

Для захисту міжелектродного простору КВ електронної оптики від напилення парами металу при ЕПЗ на робочій потужності і виключення



Рис. 6. Зварювальне оснащення (а), екрануючий пристрій (б) та тепловідвідне оснащення (в)

внаслідок цього замикання електродів використовувалися ізолюючі прокладки і ковпачки, екрани з немагнітного матеріалу (рис. 6,  $\delta$ ,  $\epsilon$ ). У разі приварювання втулки електрода Венельта додатково застосовувалося тепловідвідне оснащення з немагнітного матеріалу кільцевого типу з мідним вкладишем (рис. 6,  $\epsilon$ ).

На закінчення можна відзначити, що завдяки змінам, внесеним до конструкції КВ, розробці технології ЕПЗ, в тому числі, на імпульсному режимі, була виготовлена дослідно-промислова партія КВ для вітчизняних ЕПГ з прискорюючою напругою 60 та 120 кВ.

#### Висновки

1. Розроблено оптимальну конструкцію катодного вузла (КВ) та складально-зварювальні пристосування.

2. Запропонована послідовність складання і зварювання катодного вузла, що дозволило виключити втрати форми виробу, пропали і напилення електродів КВ парами металу.

3. Обгрунтована можливість застосування ЕПЗ в якості фінішної операції при виробництві КВ із забезпеченням експлуатаційної надійності всього блоку в цілому, включаючи його з'єднання з ізолятором.

#### Список літератури

- Костин А.М., Лабарткава Ал.В., Мартыненко В.А. (2014) Исследование процессов взаимодействия титаносодержащих припоев с оксидной керамикой и коваром. Металлофизика и новейшие технологии, 36, 6, 815–827.
- 2. Назаренко О.К., Локшин В. Е., Пацьора С.К. (1981) Воспроизводимость пространственно-временных характеристик сварочных пучков электронов. *Автоматическая сварка*, **8**, 41–43.
- Акулов А.И. (ред.). (1978) Сварка в машиностроении. Т. 2. Справочник. Москва, Машиностроение.
- Крампит Н.Ю., Крампит А.Г. (2008) Сварочные приспособления. Юрга, ЮТИ ТПУ.
- 5. Куркин С.А., Ховов В.М., Рыбачук А.М. (1989) Технология, механизация и автоматизация производства сварных конструкций. Атлас. Москва, Машиностроение.

#### References

- 1. Kostin, A.M., Labartkava, Al.V., Martynenko, V.A. (2014) Investigation of processes of interaction between titaniumcontaining brazing filler metal and oxide ceramics and covar. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, 36(6), 815-827 [in Russian].
- Nazarenko, O.K., Lokshin, V.E., Patsiora, S.K. (1981) Reproducibility of spatial-time characteristics of welding electron beams. *Avtomatich. Svarka*, 8, 41-43 [in Russian].
- 3. (1978) *Welding in machine-building: Refer. book. Vol.2.* Ed. by A.I. Akulov. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- 4. Krampit, N.Yu., Krampit, A.G. (2008) *Welding accessories*. Yurga, YuTI TPU [in Russian].
- 5. Kurkin, S.A., Khovov, V.M., Rybachuk, A.M. (1989) Technology, mechanization and automation of production of welding structures: Atlas. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

### FEATURES OF APPLYING ELECTRON BEAM WELDING IN MANUFACTURE OF THE CATHODE ASSEMBLY OF THE ELECTRON GUN

#### V.M. Nesterenkov, V.I. Zagornikov, Yu.V. Orsa, O.M. Ignatenko

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 efficiency of using electron beam welding in producing dissimilar joints of structural materials of all thicknesses and shapes is well-known. The work for the first time considers the possibility of using electron beam welding for the production of high-precision parts of optical system in cathode unit, providing the necessary parameters and their joining with electron beam gun insulator in future. The use of electron beam welding at the final stage of manufacturing cathode unit opens the opportunity of minimizing the number of further technological operations. It is noted that to create the welding technology, in which the operation of welding would become a final assembly operation, the development of new designs of welded joints and schemes for assembly of cathode unit are required. Due to a correct design of welding units and compliance with the accuracy of assembling for welding, it became possible to preserve geometric dimensions after electron beam welding and to provide the operational reliability of the design as a whole. 5 Ref., 6 Fig.

Keywords: electron beam welding, pulsed mode, nickel alloy, cathode unit, welding equipment

Надійшла до редакції 13.11.2019



концентрируется на всей технологической цепочке на тему резки. Многочисленные экспоненты уже воспользовались возможностью, чтобы обеспечить зоны стендов в новом зале 8. В их число входят следующие компании: Assfalg, Boschert, Cam Concept, Eckelmann, Kjellberg, MGM, ProCom and Rosenberger, Air Liquide Deutschland, BKE, IHT Automation, NUM, STM Waterjet and Yamazaki Mazak. Заинтересованные участники могут найти регистрационные документы на www. cuttingworld.de. Крайний срок регистрации 30 ноября 2019 г.

В 2020 г. Cutting World впервые пройдет в модернизированном зале 8 в Messe Essen. Экспоненты и посетители попадут в зал через новое, залитое светом стеклянное фойе. Восточный конгресс-центр расположен в непосредственной близости и будет принимать Немецкий конгресс по резке и Немецкую конференцию по газопламенной резке. Кроме того, участники Cutting World получат выгоду от благоприятного для инвестиций климата, потому что рынок режущих установок находится в состоянии постоянного изменения. Почти половине существующих металлорежущих станков уже более семи лет, и в этом секторе все больше требуются современные процедуры создания сетей и взаимосвязи последующих и начальных процессов обработки. Благодаря технологиям Industry 4.0 эксперты ожидают дополнительный потенциал получения прибыли в диапазоне миллиардов Еиго для машиностроения в Германии в ближайшие годы.



# ВЛАСТИВОСТІ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ МАРКИ В1341Т В УМОВАХ ТІ<u>Б</u> ЗВАРЮВАННЯ

#### В.А. Коваль, Т.М. Лабур, Т.Р. Яворська

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

Наведено результати дослідження зварюваності тонколистового алюмінієвого сплаву марки В1341Т системи Al–Mg–Si– Cu–Fe за умов ручного аргонодугового зварювання неплавким електродом. Даний сплав характеризується високою схильністю до утворення гарячих тріщин при зварюванні. Показник гарячеламкості становить A = 65, 8...85, 5%. Досліджено вплив хімічного складу присадного матеріалу на стійкість металу шва проти утворення гарячих тріщин. Встановлено, що при зварюванні серійними дротами марок ЗвАМг63, Зв1201, Зв1217 показник тріщиностійкості становить A = 30, 3...53, 9%, а при використанні дроту марки ЗвАК5 цей показник зварних швів дорівнює A = 6, 6...19, 8%. Ручне аргонодугове зварювання неплавким електродом сплаву В1341Т дозволяє отримувати цільні якісні з'єднання з даного матеріалу з коефіцієнтом міцності 0,80...0,87, який залежить також від хімічного складу присадного дроту. Середня величина межі міцності зварних з'єднань сплаву з використанням різних марок присадного дроту становить  $\sigma_{\rm B} = 199, 9...209, 0$  МПа, а межа плинності  $\sigma_{0,2} = 136, 6...147, 6$  МПа, відносне видовження  $\delta = 4, 0...5, 2$ %, кут згину  $\alpha - 40...65^\circ$ . Бібліогр. 7, табл. 4, рис. 5.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, ручне аргонодугове зварювання неплавким електродом, присадкові дроти, зварні з'єднання, структура, механічні властивості, гарячі тріщини

Ступінь технічної досконалості літальних апаратів безпосередньо пов'язаний з освоєнням нових конструкційних матеріалів, які мають поряд з міцністю підвищені технологічні характеристики. Це дозволяє виготовляти вироби складної форми. До числа таких матеріалів відноситься багатокомпонентний термічно зміцнюваний сплав марки В1341Т (системи легування Al-Mg-Si-Cu-Fe). Крім того, він містить добавки хрому та цирконію (табл. 1). Даний сплав призначений для виготовлення типових елементів конструкцій літаків – підвісних баків, бачків, балонів та інших виробів складної конфігурації, які зварюють переважно ручним методом [1].

До сучасного моменту сплав B1341T переважно зварювали автоматичними способами. Дослідження щодо його ручного зварювання взагалі не проводились, але впровадження сплаву у авіабудівну галузь для виготовлення конструкцій складних форм оболонкового типу робить актуальними дослідження щодо його зварюваності в умовах ручного аргонодугового зварювання неплавким електродом.

Метою даної роботи була оцінка основних характеристик зварюваності сплаву В1341Т в умовах ручного аргонодугового зварювання неплавким електродом, а також встановлення технологічних можливостей застосування сплаву в зварних конструкціях для літакобудування. В якості критеріїв оцінки зварюваності обрані показники стійкості металу шва проти утворення гарячих тріщин і рівень механічних властивостей з'єднань при використанні присадок різного хімічного складу, а також визначення оптимальних умов формування якісних швів.

Дослідження проводили на листах товщиною 1,2 мм в стані Т (гартування 530 °С в воду і природне старіння), які мають межу міцності 250...250,8 МПа.

Процес утворення гарячих тріщин у сплаві В1341Т в умовах ручного аргонодугового зварювання неплавким електродом вивчали за допомогою технологічної проби типу «риб'ячий скелет» (зразки Хоулдкрофта) [2, 3]. Зварювальне нагрівання виконували від джерела живлення інверторного типу MW2000 виробництва фірми Fronius на режимах:  $I_{38} = 54...56$  А,  $U_{д} = 11,2...12,4$  В. При технологічному нагріванні сплаву B1341T була встановлена його висока чутливість до утворення гарячих тріщин. Показник гарячеламкості при ручному зварюванні даного сплаву без викори-

Марка дроту	Mg	Mn	Cu	Si	Fe	Cr	Ti	Zr	Zn
В1341Т, основний метал	0,65	0,16	0,30	0,80	0,14	<0,10	0,03	<0,10	0,04
ЗвАМг63	6,30	0,60	Сліди	0,05	0,05	-	0,04	0,25	-
ЗвАК5	-	-	0,15	5,60	0,24	-	0,12	-	-
Зв1201	0,02	0,30	6,50	0,08	0,12	-	0,12	0,15	0,04
Зв1217	-	-	10	0,02	0,04	Sc = 0,15	0,10	0,24	-

Таблиця 1. Хімічний склад сплаву В1341Т і досліджуваних присадних дротів, мас. %

Коваль В.А. – https://orcid.org/0000-0001-5154-1446, Яворська Т.Р. – https://orcid.org/0000-0003-2016-6289, Т.М. Лабур – https://orcid.org/0000-0002-4064-2644

© В.А. Коваль, Т.М. Лабур, Т.Р. Яворська, 2020

стання дроту знаходився на досить високому рівні і становив A = 65,8...85,5 %, що може свідчити про утворення в умовах зварювання евтектики та збільшення інтервалу кристалізації внаслідок зниження температури нерівновісного солідусу [2, 3]. За результатами випробування 7...9 зразків встановлено, що утворення магістральної тріщини відбувається по центру шва.

Відомо [1, 3], що одним із способів підвищення стійкості алюмінієвих сплавів утворенню гарячих тріщин при зварюванні може бути застосування присадного дроту, який відрізняється за складом від основного металу. При цьому його функція полягає в створюванні в центральній зоні зварювальної ванни деякого об'єму металу в твердо-рідкому стані з однорідним перемішуванням легуючих компонентів, який знаходиться в широкому температурному інтервалі. Це сприяє заліковуванню тріщин, які утворюються в металі шва під час його кристалізації [2].

Зазвичай для зварювання кожного алюмінієвого сплаву існує можливість застосування декількох марок присадних дротів. Їх вибір залежить від вимог до технологічних характеристик основного металу та його зварних з'єднань у виробі, таких як: стійкість до утворення гарячих тріщин, міцність, пластичність і корозійна стійкість. Водночас, отримати зварні з'єднання з найвищими значеннями усіх показників практично неможливо, оскільки максимальні значення кожного з них досягаються при певній комбінації складу легуючих елементів, що входять у вихідний метал і присадний дріт. У зв'язку з цим при зварюванні алюмінієвих сплавів застосовують або універсальний дріт, який забезпечує досить високі рівні основних механічних властивостей зварних з'єднань, або ж дріт, що гарантує підвищення одного з цих показників при задовільних значеннях інших [4]. Остаточний вибір марок присадних дротів визначається умовами виготовлення та експлуатації зварної конструкції. Тому було досліджено вплив хімічного складу декількох серійних присадних дротів діаметром 2 мм різних марок: ЗвАМг63, ЗвАК5, Зв1201, Зв1217 на зварюваність сплаву В1341Т (див. табл. 1).

Для оцінки тріщиностійкості металу шва та проведення механічних випробувань зварних з'єднань сплаву В1341Т на оптимальних режимах були отримані стикові з'єднання з повним проплавленням. На них видаляли технологічне підсилення і корінь шва з метою виготовлення зразків «риб'ячий скелет» відповідно до загальноприйнятої методики [2]. Після чого вздовж шва метал повторно проплавляли зварювальною дугою на вказаних режимах з використанням присадок зазначених марок. Зовнішній вигляд отриманих швів після зварювання представлений на рис.1. Результати оцінки тріщиностійкості надано в табл. 2, де наведено головні легуючі елементи, які сприяють зниженню гарячеламкості в алюмінієвих сплавах.

Аналіз результатів випробування 8...10 зразків, отриманих з використанням кожного присадного дроту, показав (табл. 2), що утворення гарячих тріщин також відбувається в центральній частині шва у вигляді однієї магістральної тріщини (рис. 2). При використанні присадок ЗвАМг63, Зв1201, Зв1217 схильність до утворення гарячих тріщин залишається високою (*A* = 39,6 ...54,9 %). На думку авторів, зазначене може бути пов'язаним з наявністю значної кількості легкоплавких евтектик на



Рис. 1. Зовнішній вигляд лицьової поверхні (a, e) та кореня шва  $(\delta, e)$  зварних з'єднань сплаву B1341T, отриманих дуговим ручним зварюванням без застосування присадного дроту (I) та з його участю (II)

Таблиця 2. Показник гарячеламкості (4,%) з'єднань сплаву В1341Т, виконаних з використанням присадних дротів різного складу

Марка Основні легуючі елементи, мас. %		Довжина тріщин	Показник трі- щиностійкості		
дроту	Mg	Cu	Si	$\hat{L}_{_{\rm TP}}$ , мм	$A = L_{\rm rp} / L_{\rm 3pa3}, \%$
ЗвАМг 63	6,30	_	_	3449	<u>2561,8</u> 45,4
Зв1201	_	6,50	_	2349	$\frac{44,764,5}{54,9}$
Зв1217*	_	10	-	2342	$\frac{34,452,6}{39,6}$
ЗвАК 5	_		5,6	515	<u>5,919,8</u> 9,5

\* Sc = 0,15 мас. %





Рис. 2. Схильність алюмінієвого сплаву В1341Т товщиною 1,2 мм до утворення гарячих тріщин в умовах ручного аргонодугового зварювання неплавким електродом в залежності від хімічного складу присадного дроту: a – без присадки;  $\delta$  – ЗвАМг63; e – ЗвАК5; e – Зв1201;  $\partial$  – Зв1217

основі  $Mg_2Si$ , які розширюють температурні границі твердо-рідкого стану металу та призводять до збільшення величини його усадки в шві [5]. Позитивний ефект був досягнутий при використанні присадного дроту марки ЗвАК5, що містить до 6 % кремнію. Метал шва при цьому має максимальні значення показника тріщиностійкості A = 5,9...19,8 % в порівнянні з іншими дротами. Це відбувається за рахунок більшої проникаючої («заліковуючої») здатності евтектик на основі кремнію [5, 6].

Для визначення рівня якості швів при ручному аргонодуговому зварюванні неплавким електродом отримані зварні з'єднання обстежували візуально та з використанням рентгеноконтролю при чутливості еталона 0,1 мм з подальшим виготовленням макрошліфів для дослідження характеру формування швів. Рентгенівські плівки розшифровували на приладі «Денситомед», який дозволяє визначити щільність металу. Результати їх аналізу показали, що грубих дефектів, які класифікуються як тріщини, непровари, зосереджені і розсіяні пори розміром від 0,5 мм і вище у з'єднаннях не виявлено. При візуальному огляді поверхні швів після зняття і зачистки технологічного підсилення спостерігаються поодинокі розсіяні пори розміром до 0,08 мм, що в 6 разів нижче допустимих нормативів. Відстань між дрібними порами складає 11,0...15,0 мм, а сумарна протяжність дорівнює 7...8 мм на ділянці шва завдовжки 100 мм (рис. 3). Це також удвічі менше допустимих значень [7].

Геометричні параметри швів визначали за допомогою електронного штангенциркуля АРТ-34460-150 з ціною поділки 0,01 мм і точністю вимірювання 0,03 мм. Результати вимірювань показали (табл. 3), що оптимальне значення коефіцієнта форми шва, розраховане за формулою K = 1 (h + g), для досліджуваних з'єднань становить 2,43, що відповідно до нормативної документації (ГОСТ 14806-80) відповідає допустимим значенням.

Механічні властивості зварних з'єднань сплаву В1341Т визначали при випробуванні стандартних зразків на розтяг і згин, виготовлених зі зварних стиків. Зразки мали технологічне підсилення і корінь шва. Їх руйнування відбувалося по зоні термічного впливу на відстані 3...5 мм від границі сплавлення (рис. 4). За результатами механічних випробувань встановлено, що межі міцності та плинності з'єднань після зварювання складають  $\sigma_{\rm B} = 200...208,7$  МПа,  $\sigma_{0.2} = 136,6...147,5$  МПа незалежно від марки присадного дроту. Найбільші значення показника відносного видовження ( $\delta$ , %) були отримані при використанні присадного дроту марки Зв1217 (табл. 4). Коефіцієнт міцності шва при цьому дорівнював 0,83...0,84 порівняно з показником основного металу ( $\sigma_{R} = 250,8 \text{ M}\Pi a$ ).

Значення показника пластичності  $\alpha$ , отриманого в умовах трьохточкового згину зразків зварних з'єднань сплаву B1341T, виконаних дротами ЗвАК5 та ЗвАМг63, становить 59...58 град. відповідно. У разі застосування присадних дротів Зв1201 та Зв1217 даний показник зварних з'єднань дорівнює 50 і 56 град. Величина кута згину всіх зварних з'єднань у порівнянні з основним металом ( $\alpha = 180$  град.) зменшується в 4...6 разів (див. табл. 4).

Для порівняння з вказаними з'єднаннями були виконані ручним аргонодуговим зварюванням шви по «відбортовці», тобто без застосування присадки (рис. 1, I). Як показали механічні випробування, такі 'єднання сплаву B1341T мають низькі механічні властивості. Значення їх межі міцності та плинності менші на 50, 30 МПа відповідно до швів, отриманих з використанням присадок. Показники відносного подовження  $\delta$  і кута згину  $\alpha$  при цьому знижуються в 4 і 2 рази, відповідно. Коефіцієнт міцності з'єднання становить лише 0,55 від основного металу (див. табл. 4). Погіршення механічних властивостей швів, виконаних без застосування присадки, ймовірно, зумовлено наявністю з боку кореня шва концентраторів напружень у вигляді гострокутних заглиблень в зоні його сплавлення з основним металом та меншою площею поперечного перерізу шва (рис. 5, *a*).

Макроструктуру зварних з'єднань сплаву В1341Т вивчали на поперечних шліфах, які вирізали з центральної частини шва. Для виявлення їх особливостей хімічне травлення проводили в розчині, що складається з трьох кислот: 72 мл HCl + 24 мл HNO<sub>3</sub> + 4 мл HF. Металографічний аналіз макроструктури зварних з'єднань показав, що незалежно від хімічного складу застосовуваних марок дротів всі шви характеризуються дрібнозернистою однорідною структурою і відсутністю грубих дефектів (рис. 5,  $\delta$ – $\partial$ ). В зоні з'єднання біля шва спостерігаються ділянки з різним ступенем травлення, що відображає вплив градієнтних умов термічного циклу зварювання на морфологію структурних перетворень у металі.

#### Висновки

1. Встановлено, що алюмінієвий сплав В1341Т в умовах ручного аргонодугового зварювання неплавким електродом характеризується високою схильністю до утворення гарячих тріщин. Показник гарячеламкості металу становить A = = 65,8...85,5 %. Застосування присадних дротів знижує схильність сплаву до утворення гарячих тріщин. При зварюванні серійними дротами марок ЗвАМг63, Зв1201, Зв1217 показник тріщиностійкості становить A = 30,3...53,9 %, а при використанні дроту марки ЗвАК5 цей показник зварних швів дорівнює A = 6,6...19,8 %.

2. Використання ручного аргонодугового зварювання неплавким електродом тонколистового алюмінієвого сплаву B1341T дозволяє отриму-



Рис. 3. Поверхня шва сплаву В1341Т після зняття технологічного підсилення: а – одиничні дефекти; б – розсіяні дефекти



Рис. 4. Характер руйнування зразків зварних з'єднань алюмінієвого сплаву B1341T товщиною 1,2 мм, виконаних ручним зварюванням неплавким електродом з різними марками присадного дроту і без нього: *a* – без дроту; *б* – 3вАМг63; *в* – 3вАК 5; *c* – 3в1201; *d* – 3в1217

Таблиця 3. Геометричні параметри т	а коефіцієнт	форми швів,	отриманих	при ручному	аргонодуговому	зварюванні
сплаву В1341Т (δ = 1,2 мм).						

Уморці позначення	Значення параметрів з	геометричних варних швів, мм	Коефіцієнт форми шва В	
5 MOBILI HOSHATCHIIX	мінімальні	максимальні	$K = \frac{B}{(b+\delta)}$	
Ширина шва В	3,534,86	4,925,60		
Ширина кореня шва Н	3,154,15	4,25,1		
Висота технологічного підсилення <i>b</i>	0,230,7	0,81,3	2,43	
Висота кореня шва h	0,170,68	0,851,15		H N

Таблиця 4. Механічні властивості зварних з'єднань сплаву В1341Т товщиною 1,2 мм, виконаних ручним дуговим зварюванням неплавким електродом при використанні різних марок присадних дротів і без них

Марка присадного дроту	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠα	δ, %	α, град.	Коефіцієнт міцності
Без присадки	$\frac{125,3153,3}{139,0}$	$\frac{110144,6}{130,0}$	$\frac{0.71.4}{0.9}$	3037	0,55
ЗвАМг63,	$\frac{196,3207,1}{199,9}$	$\frac{141,2144,1}{142,7}$	$\frac{3,65,4}{4,5}$	$\frac{5560}{58}$	0,80,82
ЗвАК5,	$\frac{190,5209,2}{202}$	$\frac{138, 4142, 7}{136, 6}$	<u>3,15,1</u> <u>4,0</u>	$\frac{5565}{59}$	0,80,82
Зв1201,	$\frac{193,2207,4}{201,7}$	$\frac{145,0143,7}{144,3}$	$\frac{3,7\ldots5,4}{4,8}$	$\frac{4060}{50}$	0,80,82
Зв1217,	$\frac{208, 2\dots 209, 0}{208, 7}$	<u>143,1151,6</u> 147,6	$\frac{4,65,4}{5,2}$	$\frac{4566}{56}$	0,830,84





Рис. 5. Макроструктура зварних з'єднань сплаву B1341T товщиною 1,2 мм, виконаних ручним аргонодуговим зварюванням неплавким електродом без присадки та з застосуванням присадок різних марок: *a* – без присадки; *б* – 3вАМг63; *e* – 3вАК5; *г* – 3в1201; *д* – 3в1217

вати щільні якісні з'єднання з даного матеріалу з коефіцієнтом міцності 0,80...0,84 рівня основного металу в залежності від хімічного складу марки присадного дроту. Рентгеноконтроль з'єднань показав відсутність грубих дефектів у швах. При візуальному аналізі їх лицьової поверхні без технологічного підсилення спостерігаються розсіяні пори розміром до 0,08 мм, що в 6 разів нижче допустимих нормативів. Відстань між дрібними порами становить 11,0...15,0 мм. Сумарна протяжність ланцюга дрібних пор дорівнює 7...8 мм на ділянці шва завдовжки 100 мм.

3. Встановлено, що середня величина межі міцності зварних з'єднань сплаву з використанням різних марок присадного дроту становить  $\sigma_{_{\rm B}} = 199,9...209,0$  МПа, а межа плинності  $\sigma_{_{0,2}} = 136,6...147,6$  МПа, відносне видовження  $\delta = 4,0...5,2$  %, кут згину  $\alpha - 40...65$  град. Руйнування зразків зварних з'єднань сплаву відбувається по основному металу в зоні термічного впливу на відстані 3...5 мм від межі сплавлення незалежно від хімічного складу застосовуваних присадних дротів. Такий характер руйнування в даній зоні обумовлений чутливістю сплаву до технологічного нагрівання внаслідок перерозподілу легуючих компонентів, що знижує його міцність.

4. Зварні з'єднання, отримані без застосування присадного дроту, характеризуються нижчим рівнем механічних властивостей:  $\sigma_{\rm B} = 125,3...153,3$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 110...144,6$  МПа,  $\delta = 0,7...1,4$ %,  $\alpha = 30...37$  град. порівняно зі з'єднаннями, виконаними з присадними дротами. Коефіцієнт міцності при цьому становить 0,55. Виходячи з отриманих даних, слід зазначити, що для зменшення схильності швів до утворення гарячих тріщин при ручному зварюванні сплаву B1341T кращим є дріт марки ЗвАК5, а у разі необхідності забезпечення комплексу показників механічних властивостей – Зв1217. Не допускається ручне дугове зварювання неплавким електродом при з'єднанні сплаву В1341Т без застосування присадки.

#### Список літератури

- 1. Мильман Ю.В. (2008) Новые высокопрочные сплавы алюминия. Актуальные проблемы современного материаловедения. Т. 1. Киев, ИД «Академпериодика», сс. 597–612.
- Ищенко А.Я. (2008) Сварка алюминиевых сплавов. Неорганическое материаловедение, *Материалы и технолосии.* Т. 2. Кн. 2. Киев, Наукова думка, сс. 238–253.
- Ющенко К.А., Дерломенко В.В. (2008) Сварка и свариваемость (соединяемость) материалов. Неорганическое материаловедение. Материалы и технологии. Т. 2. Кн. 2. Киев, Наукова думка, сс. 268–276.
- 4. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. (2013) Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов. Киев, Наукова думка.
- 5. Рабкин Д.М. (1986) Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. Киев, Наукова думка.
- 6. Лашко Н.Ф., Лашко-Авакян С.В. (1960) Свариваемые легкие сплавы. Ленинград, Судпромгиз.
- (2015) ДСТУ EN ISO 10042:2015 (EN ISO 10042:2005, IDT; ISO 10042:2005, IDT) Зварювання. З'єднання з алюмінію та його сплавів, виконані дуговим зварюванням. Рівні якості залежно від дефектів.

#### References

- Milman, Yu.V. (2008) New high-strength aluminium alloys. Actual problems of modern materials science. Vol.1. Kiev, Akademperiodika, 597-612 [in Russian].
- Ishchenko, A.Ya. (2008) Welding of aluminium alloys. Inorganic materials science. Materials and technologies. Vol. 2, Book 2. Kiev, Naukova Dumka, 238-253 [in Russian].
- Yushchenko, K.A., Derlomenko, V.V. (2008) Welding and weldability (joinability) of materials. *Inorganic materials* science. Materials and technologies. Vol. 2, Book 2. Kiev, Naukova Dumka, 268-276 [in Russian].
- Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) Welding of modern structures of aluminium alloys. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- 5. Rabkin, D.M. (1986) Metallurgy of fusion welding of aluminium and its alloys. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- 6. Lashko, N.F., Lashko-Avakyan, S.V. (1960) *Weldable light alloys*. Leningrad, Sudpromgiz [in Russian].
- 7. (2015) DSTU EN ISO 10042:2015 (EN ISO 10042:2005, IDT; ISO 10042:2005, IDT): Welding arc-welded joints in aluminium and its alloys Quality levels for imperfections [in Ukrainian].

### PROPERTIES OF JOINTS OF V134T GRADE ALLOY UNDER THE CONDITIONS OF TIG WELDING

V.A. Koval, T.M. Labur, T.R. Yavorska

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 paper presents the results of studying the weldability of sheet aluminium alloy of V134T grade of Al-Mg-Si-Cu-Fe system under the conditions of nonconsumable electrode manual argon-arc welding. This alloy is characterized by high susceptibility to hot cracking in welding. The hot brittleness index is equal to A = 65.8 - 85.5 %. The impact of filler material chemical composition on hot cracking resistance of weld metal was studied. It is found that in welding by batch-produced wires of SvAMg63, Sv1201, Sv1217 grades the crack resistance value is A = 30.3 - 53.9 %, and at application of wire of ZvAK5 grade this characteristic of welds is equal to A = 6.6 - 19.8 %. Nonconsumable electrode manual argon-arc welding of V1324T alloy allows producing tight sound joints of this material with strength coefficient of 0.80 - 0.87 which also depends on filler wire is equal to  $\sigma_t = 193.2 - 209.0$  MPa, and the yield limit  $\sigma_{0.2} = 138.4 - 151.6$  MPa; relative elongation  $\delta = 3.1 - 5.4$  %, bend angle  $\alpha - 40 - 65$  deg. 7 Ref., 4 Tabl., 5 Fig.

*Keywords: aluminium alloy, nonconsumable electrode manual argon-arc welding, filler wires, welded joints, structure, mechanical properties, hot cracks* 

Надійшла до редакції 11.12.2019

УДК 621.791.72.039

# АДИТИВНЕ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ПОШАРОВОГО ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ ІЗ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ<sup>\*</sup>

#### В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua На базі малогабаритного устаткування для електронно-променевого зварювання CB-212M створено макет адитивного технологічного обладнання для відтворення процесу виробництва деталей за заданими формою та властивостями методом пошарового наплавлення із застосуванням металевих порошкових матеріалів. Розроблено програмно-апаратну платформу управління устаткуванням, яка була інтегрована до адитивного технологічного обладнання. Платформа складається з апаратного контролера, який розроблений на основі промислового контролера сRIO-9039 виробництва компанії National Instruments (США) та програмного забезпечення для 3D друку. На створеному обладнанні був отриманий дослідний зразок виробу заданої форми з геометричними розмірами: зовнішній діаметр 85 мм, внутрішній 55 мм, висота 35 мм. Для виробництва застосовували порошок титану BT-20 вітчизняної компанії «Ті Текнолоджі». Було проведено металографічні дослідження отриманого зразка. Встановлено, що структура наплавлення у тілі кристалітів в основному має гілчасту  $\alpha'$ -фазу і невелику кількість  $\beta$ -фази, що характерно для литого титанового сплаву BT-20. Межі зерен чисті, без включень. Частини зразку безпористі, що свідчить про повне проплавлення шару порошку в процесі 3D друку. Твердість металу на всіх ділянках суттєво не відрізняється і перебуває в межах від *HV* 3960 до *HV* 4150 МПа. За результатами досліджень зроблено висновки. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 13.

Ключові слова: адитивні технології, електронний промінь, наплавлення, металевий порошок, титановий сплав, управляюча платформа, металографія, дослідження

Інноваційні технології пошарового виготовлення виробів методом швидкого прототипування відкривають нові можливості для виробництва деталей заданої форми і структури із заздалегідь прогнозованими властивостями.

Процес виготовлення виробів таким методом з використанням електронного променя відносно новий, але вже успішно показав великі перспективи свого застосування в промисловості для виробництва широкої номенклатури деталей та вузлів. В його основу покладена операція пошарового сплавлення металевого порошку в вакуумі за допомогою електронного променя. Цей підхід відрізняє швидкий перехід до виробництва тривимірних виробів безпосередньо від системи автоматизованого проектування з можливістю використання широкого спектру металів і сплавів, в тому числі тугоплавких і хімічно активних [1].

Всі існуючі на цей час промислові зразки подібного обладнання належать іноземним компаніям. Вітчизняного устаткування, що виробляється серійно, не існує [2].

Технології та обладнання, які створені колективом Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [3], з самого початку орієнтовані на потреби підприємств України. Для виробництва передбачається застосовувати необхідну виробнику недорогу вітчизняну сировину. Цей підхід надає можливість забезпечити виробництво деталей і вузлів виходячи із потреб споживача і в тісному контакті з ним. Технології, що розробляються, дозволять знизити терміни впровадження у виробництво нових видів продукції, розширити її асортимент, а також створювати принципово нові види продукції із заздалегідь прогнозованими властивостями, виробництво яких неможливо без застосування методів 3D друку [4].

Метою роботи є створення обладнання для адитивного виробництва деталей заданої форми та структури методом пошарового електронно-променевого наплавлення металів у вакуумі із застосуванням порошкових матеріалів.

Для цього необхідно:

• розробити конструкторську документацію основних вузлів адитивного устаткування і виготовити експериментальне лабораторне обладнання;

• розробити програмне забезпечення для проведення досліджень;

• розробити адитивні електронно-променеві технології, а також дослідити властивості багатошарового наплавленого металу;

• створити промисловий макет обладнання в комплекті з програмним забезпеченням.

<sup>\*</sup>За матеріалами докладу, представленого на міжнародній конференції «Променеві технології в зварюванні та обробці матеріалів», 9–13 вересня 2019 р. м. Одеса.

Нестеренков В.М. – http://orcid.org/0000-0002-7973-1986, Матвійчук В.А. – https://orcid.org/0000-0002-9304-6862 ©В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, 2020

Актуальним завданням є розробка установок на базі електронно-променевих процесів із застосуванням вітчизняних порошкових матеріалів, які будуть сертифіковані і орієнтовані для впровадження на вітчизняних підприємствах [5].

Значна зацікавленість в технологіях, що розроблюються, є у підприємств авіакосмічної промисловості, енергетичного машинобудування, оборонної галузі, а також у підприємств, які виготовляють вироби біомедичного призначення. В останні роки помітною є тенденція впровадження адитивних технологій у провідних вітчизняних компаніях авіакосмічної промисловості і турбінобудування: ДП «КБ «Південне», АТ «Мотор Січ» і ДП НПКГ «Зоря»–«Машпроект» [6].

Обладнання. Для вирішення поставлених задач були проведені дослідження з використанням обладнання для 3D друку, яке створено на базі малогабаритного устаткування для електронно-променевого зварювання типу CB-212M [7]. Обладнання застосовували у складі з імпульсним джерелом живлення 60 кВ/60 кВт та електронно-променевою гарматою ЕЛА-60. Устаткування розроблено в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона.

**Принцип роботи**. Процес електронно-променевого наплавлення відбувається у вакуумній камері *I* (рис. 1). Металевий порошок насипом подається на робочий стіл 9 з бункерів 3. Рейка 4 переміщується уздовж стола 9 та формує на поверхні палети 7 шар порошку заданої товщини. У початковому положенні платформа знаходиться зверху шахти 8. Сфокусований пучок електронів, сформований електронно-променевою гарматою 2, оплавляє поверхню порошку за заданою траєкторією. Таким чином, відповідно до алгоритму, формуються контур виробу і його шар. Далі платформа 7 опускається і накладається наступний шар порошку. Процес повторюється. Виріб 6 вирощується шар за шаром. В кінці виробничого циклу деталь необхідно витягти з вакуумної камери, очистити від нерозплавленого порошку 5 та механічно обробити [8].

Загальний вигляд лабораторного устаткування для 3D друку наданий на рис. 2.

Обладнання складається із малогабаритної вакуумної камери 1 з механізмами переміщення по вертикалі, а також механізмами подачі і розподілу порошку в горизонтальній площині. До складу устаткування входить електронно-променева гармата 2 та високовольтие джерело живления 4. Електронно-променева гармата знаходиться зверху вакуумної камери. Вакуумна система забезпечує величину вакууму в камері до 10-4 Торр. Елементи системи управління устаткуванням розташовані в шафах 3, де знаходяться промисловий комп'ютер, управляючий контролер, монітор, блоки управління високовольтним джерелом і вакуумною системою. Високовольтие джерело дозволяє отримати регульовану напругу до 60 кВ і струм пучка електронів до 1000 мА [9].

Фото вакуумної камери надано на рис. 3, джерела високої напруги на рис. 4.

Система управління. На рис. 5 надана блок-схема системи управління устаткуванням для 3D друку.







Рис. 3. Вакуумна камера адитивного устаткування



Рис. 1. Схема обладнання для адитивного виробництва із застосуванням металевих порошкових матеріалів (опис 1–9 див. у тексті)

#### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ



Рис. 4. Високовольтне джерело з шафою управління

Формування та попередня обробка моделі виробу відбувається в комп'ютері верхнього рівня, який по Ethernet взаємодіє з контролером МСР.

Контролер МСР створений на платформі промислового контролера сRIO-9039 із попередньо встановленими периферійними модулями.

До контролера МСР підключені:

- джерело високої напруги 60 кВ/60кВт;

– електропривід системи переміщень Siemens Sinamics S120;

 підсилювачі розгорток і динамічного фокусування.

МСР формує аналогові сигнали управління розгортками електронного променя за віссю Х/У, сигнали управління фокусуванням – статичним та динамічним і сигнал управління струмом пучка електронів. Сигнали розгорток надходять до підсилювачів потужності, які управляють струмом в відхиляючих котушках електронно-променевої гармати (ЕПГ). Сигнал динамічного фокусування І<sub>н</sub> надходить до підсилювача потужності, який управляє струмом в котушці динамічного фокусування ЕПГ. МСР також формує аналогові сигнали управління струмом пучка електронів I<sub>w</sub> та струмом статичного фокусування І<sub>г</sub>. Ці сигнали формують швидкодіючі модулі аналогових виводів NI-9263. Сигнали надходять до перетворювача Normalizer, який розташований у крейті високовольтного джерела. Перетворювач конвертує аналогові сигнали в цифровий код згідно з протоколом шини CAN.

МСР управляє приводами 3D принтера: приводом механізму переміщення платформи за вертикаллю і механізмом розподілу металевого порошку в горизонтальній площині. Управляючий сигнал з МСР по шині Profibus подається на частотні перетворювачі Siemens Sinamics S120, які



Рис. 5. Блок-схема управління устаткуванням

управляють електродвигунами Siemens Simotics 1FK7 системи переміщень.

MCP через мережу Ethernet взаємодіє з промисловим комп'ютером, який працює під управлінням операційної системи Windows 10. Комп'ютер по шині CAN управляє джерелом високої напруги 3D принтера.

**Програмно-апаратна платформа**. З метою управління обладнанням і реалізації процесів адитивного виробництва розроблена програмно-апаратна платформа, яка складається з управляючого контролера – апаратна частина, і пакета прикладного програмного забезпечення.

Апаратна частина:

• МСР – управляючий контролер.

Програмне забезпечення:

• Magics – программа для редагування файлів моделі виробу;

 BuildProcessor – програма для геометричної побудови деталі на платформі;

• Operator interface – людино-машинний інтерфейс;

 Toolbox – інструмент для налаштування управляючого контролера.

Структура управляючої платформи та стан взаємодій між її компонентами надано на рис. 6.



Рис. 6. Структура управляючої платформи



Рис. 7. Інтерфейс контролера МСР.

Функція калібрування обладнання Machine calibration реалізована в програмі Toolbox.

Контролер МСР необхідний для управління адитивним технологічним обладнанням. Контролер розроблений фахівцями Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона спільно з компанією Materialise (Бельгія) на платформі промислового контролеру сRIO-9039 виробництва National Instruments (США) (рис. 7).

Контролер укомплектований периферійними модулями (таблиця).

**Програмне забезпечення.** Взаємозв'язок між структурними елементами управляючої платформи надано на рис. 8.

3D моделі виробу створювали та редагували із застосуванням програми Magics. Також для цих

Периферійні	модулі	контролера	MCP
-------------	--------	------------	-----

Тип	Найменування
CS-PBMC	Модуль шини Profibus
NI-9263	4-канальний модуль аналогових виходів, ± 10 В
NI-9401	8-канальний модуль швидких TTL виходів
NI-9425	32-канальний модуль дискретних входів, 24 VDC
NI-9477	32-канальний модуль дискретних виходів
NI-9205	32-канальний модуль аналогових входів, ± 10 В



Рис. 8. Взаємозв'язок між структурними елементами управляючої платформи

цілей можливе використання будь-якого іншого програмного забезпечення типу CAD, наприклад, програми NX компанії Siemens.

На рис. 9 надано інтерфейс програми Magics, де розташована модель виробу – лопатка ротора газотурбінного двигуна та сформовані технологічні підтримки, які в процесі друку дозволяють підтримувати форму деталі і знизити тепловий контакт з платформою.

Комп'ютерна модель виробу, яка підготовлена до друку, далі обробляється програмою BuildProcessor. Ця програма дозволяє створити збірки різних деталей на платформі обладнання, розкласти моделі на шари, задати параметри і структуру формування кожного із шарів, встановити потужність електронного променя, швидкість його переміщення та діаметр пучка



Рис. 9. Інтерфейс програми Magics



Рис. 10. Функції програми BuildProcessor



Рис. 11. Програма Operator interface

електронів. Програма надає можливість вибрати матеріал виробу та варіанти текстури для заповнення шарів під час друку.

BuildProcessor формує виконавчий job-file, який надходить до контролера MCP. Використовуючи job-file, MCP управляє процесом 3D друку.

Функції BuildProcessor та послідовність технологічних операцій надані на рис. 10.

Процес 3D друку управляється за допомогою програми Operator interface. У цій програмі задаються технологічні параметри обладнання, а також в режимі реального часу контролюється і відображається процес друку. Програма надає можливість вибрати файл моделі виробу, визначити час початку і кінця виробничого процесу та його стадію. Програма має тривимірну візуалізацію друку. Зовнішній вигляд інтерфейсу програми Operator interface наданий на рис. 11.

Налаштування управляючого контролера та калібрування 3D принтера виконується із застосуванням програми Toolbox.

Програма PLC була створена для управління високовольтним джерелом. Ця програма дозволяє кон-



Рис. 12. Зразок виробу



Рис. 13. Зразок надрукованого виробу

тролювати напругу високовольтного джерела, струм електронного променя, струм і напругу бомбардування катода, струм фокусування, а також управляти цими параметрами. Програма має функцію моніторингу і запису поточного стану високовольтного джерела у часі.

**Зразки виробів.** На створеному обладнанні був отриманий дослідний зразок виробу заданої форми (рис. 12) з геометричними розмірами: зовнішній діаметр – 85 мм, внутрішній – 55 мм, висота – 35 мм. Фото надрукованого виробу, який знаходиться на платформі у вакуумній камері устаткування, надано на рис. 13.

Деталі виготовляли із порошка титану ВТ-20 виробництва вітчизняної компанії «Ті Текнолоджі». Порошок є сплавом системи Ті-Мо-Al-V-Zr з гранулами несферичної форми і литою мікроструктурою частинок. Вибір сплаву даної системи легування обумовлений тим, що він характеризується відмінними антикорозійними, жаростійкими і механічними властивостями. Сплав ВТ-20 використовується для виготовлення деталей авіаційного призначення, які здатні тривалий час працювати при температурі до 500 °С [5].

Отриманий зразок був підготовлений для подальших металографічних досліджень щодо особливостей формування структури виробу уздовж і поперек осі наплавлення [10].

Проведені випробування показали, що структура наплавлення у тілі кристалітів в основному має гілчасту α'-фазу (пересичений твердий розчин заміщення легуючих елементів в α-титані) і невелику кількість β-фази. Це характерно для литого титанового сплаву BT-20. Межі зерен чисті, без включень.

Отримані частини зразка безпористі, що свідчить про повне проплавлення шару порошка в процесі 3D друку.

Твердість металу на всіх ділянках суттєво не відрізнялася і перебувала в межах від *HV* 3960 до *HV* 4150 МПа.

#### Висновки

В результаті проведених науково-дослідних та дослідно-конструкторських робіт було створено:

 адитивне лабораторне електронно-променеве устаткування;  програмно-апаратна платформа управління адитивним обладнанням;

 – елементи адитивної електронно-променевої технології виробництва металевих деталей пошаровим методом з використанням порошкових матеріалів;

 вироби заданої форми та з прогнозованими властивостями, які виготовлені за адитивною технологією.

#### Список літератури

- 1. В.М. Нестеренков, В.А. Матвейчук, М.О. Русыник (2018) Получение промышленных изделий с применением электронно-лучевых технологий для 3D печати. Автоматическая сварка, **1**, 34-39
- Матвейчук В.А., Нестеренков В.М., Русыник М.О. (2019) Специализированное технологическое электронно-лучевое оборудование для реализации аддитивного процесса послойного изготовления изделий из металла с применением порошковых материалов. Сб. тр. IX Международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» ВТWMP г. Одесса 9–13 сентября 2019 г., сс. 84–88.
- 3. Патон Б.Е., Назаренко О.К., Нестеренков В.М. и др. (2004) Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатным перемещением пушки и изделия. *Автоматическая сварка*, **5**, 3–7.
- Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О., Овчинников А.В. (2017) Применение аддитивных электронно-лучевых технологий для изготовления деталей из порошков титанового сплава. *Там же*, 3, 5–10.
- Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О. и др. (2019) Микроструктура сплавов титана ВТ20, полученных методом послойной электронно-лучевой наплавки с применением отечественных порошковых материалов. *Там же*, 9, 7–13.
- Жуков В.В., Григоренко Г.М., Шаповалов В.А. (2016) Аддитивное производство металлических изделий (Обзор). *Там же*, 5-6, 148–153.
- Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О. (2017) Принципы получения промышленных изделий методом быстрого прототипирования с применением электронно-лучевых технологий. Сб. тр. VIII Международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» BTWMP г. Одесса 11–15 сентября 2017 г., сс. 73–77.
- 8. Matviichuk V.A., Nesterenkov V.M., Rusynik M.O. (2018) Application of additive electron-beam technologies for manufacture of metal products. *Electrotechnica & Electronica E+E*, **3-4**, 69–73.

- Нестеренков В.М., Хрипко К.С., Орса Ю.В., Матвейчук В.А. (2018) Электронно-лучевые технологии в авиастроении. *Наука про матеріали: досягнення та перспективи*. У 2-х т. Т. 2. Київ, Академперіодика, сс. 192–221.
- 10. Mahale, T.R. (2009) *Electron beam melting of advanced materials and structures. In: Syn. of Thesis for the Degree of Dr. of Philosophy.* North Carolina State University, USA.

#### References

- Nesterenkov, V.M., Matvejchuk, V.A., Rusynik, M.O. (2018) Manufacture of industrial products using electron beam technologies for 3D-printing. *The Paton Welding J.*, 1, 24-28.
- Matviichuk, V.A., Nesterenkov, V.M., Rusynik, M.O. (2019) Specialized technological electron beam equipment for realization of additive process of layer-by-layer manufacture of metal products using the powder materials. In: Proc. of 9th Int. Conf. on Beam Technologies in Welding and Materials Processing - BTWMP (Odessa, 9-13 September 2019), 84-88.
- 3. Paton, B.E., Nazarenko, O.K., Nesterenkov, V.M. et al. (2004) Computer control of electron beam welding with multi-coordinate displacements of the gun and workpiece. *The Paton Welding J.*, **5**, 2-5.
- Nesterenkov, V.M., Matvejchuk, V.A., Rusynik, M.O., Ovchinnikov, A.V. (2017) Application of additive electron beam technologies for manufacture of parts of VT1-0 titanium alloy powders. *Ibid.*, 3, 2-6.
- Nesterenkov, V.M., Matviichuk, V.A., Rusynik, M.O. et al. (2019) Microstructure of VT20 titanium alloys produced by the method of layer-by-layer electron beam fusion using domestic powder materials. *Ibid.*, 9, 2-7.
- Zhukov, V.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Additive manufacturing of metal products (Review). *Ibid.*, 5-6, 137-142.
- Nesterenkov, V.M., Matvejchuk, V.A., Rusynik, M.O. et al. (2017) Principles of manufacture of commercial parts by method of rapid prototyping using the electron beam technologies. *In: Proc. of 9th Int. Conf. on Beam Technologies in Welding and Materials Processing - BTWMP (Odessa, 9-13 September 2019)*, 73-77.
- 8. Matviichuk, V.A., Nesterenkov, V.M., Rusynik, M.O. (2018) Application of additive electron-beam technologies for manufacture of metal products. *Electrotechnica & Electronica E+E*, **3-4**, 69-73.
- Nesterenkov, V.M., Khripko, K.S., Orsa, Yu.V., Matviichuk, V.A. (2018) Electron beam technologies in aircraft construction. In: Science of materials: Achievements and perspectives. In: 2 Vol., Vol. 2. Kyiv, Akademperiodika [in Russian].
- 10. Mahale, T.R. (2009) Electron beam melting of advanced materials and structures. *In: Syn. of Thesis for the Degree of Dr. of Philosophy*. North Carolina State University, USA.

#### ADDITIVE ELECTRON BEAM EQUIPMENT FOR LAYER-BY-LAYER MANUFACTURE OF METAL PRODUCTS FROM POWDER MATERIALS

#### V.A. Matviychuk, V.M. Nesterenkov

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

On the basis of small-sized equipment SV-212M for electron beam welding, a mock-up of additive technological equipment was created to reproduce the process of manufacturing parts according to set shape and properties, applying the method of layer-by-layer surfacing with the use of metal powder materials. A hardware and software platform for the control of equipment was developed, which was integrated into additive technological equipment. The platform consists of hardware controller, which was developed on the basis of the industrial controller cRIO-9039 produced by the company National Instruments (USA) and software for 3D printing. On the created equipment, a test specimen of the product of a set shape with the following geometric dimensions: outer diameter – 85 mm, inner diameter – 55 mm, height – 35 mm was produced. For manufacturing, the powder of VT-20 titanium of the domestic company «Ti-Technology» was used. Metallographic examinations of the specimen were carried out. It was established that the surfacing structure in the body of crystallites mainly has a branchy  $\alpha$ '-phase and a small amount of  $\beta$ -phase, which is characteristic of cast titanium alloy VT-20. The grain boundaries are pure, without inclusions. Parts of the specimen are without pores, which evidences about a complete penetration of the powder layer in the process of 3D printing. The hardness of the metal in all the areas is not significantly different and is in the range from HV 3960 to HV 4150 MPa. According to the results of investigations the conclusions were made. 10 Ref., 1 Tabl., 13 Fig.

Keywords: additive technologies, electron beam, surfacing, metal powder, titanium alloy, control platform, metallography, investigations

Надійшла до редакції 08.01.2020

## ВПЛИВ СКАНДІЮ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СПЛАВУ Д16, ОТРИМАНИХ З ПРИСАДНИМИ ДРОТАМИ РІЗНИХ СИСТЕМ ЛЕГУВАННЯ

#### А.Г. Покляцький<sup>1</sup>, В.Є. Федорчук<sup>1</sup>, С.І. Мотруніч<sup>1</sup>, Ю.В. Фальченко<sup>1</sup>, Г.П. Кисла<sup>2</sup>

<sup>1</sup>IEЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua <sup>2</sup>HTTУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37

Досліджено вплив скандію в присадних дротах типу CвAMr6, Cв1201 та CвAK5, а також коливань дуги, спричинених пропусканням електричного струму через ділянку присадки, на формування структури швів при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом тонколистового алюмінієвого сплаву Д16. Зображено криві розподілу твердості металу в зоні зварювання та визначено межі міцності зварних з'єднань та металу швів після природного старіння зразків. Показано, що використання присадних дротів зі скандієм, як і звичайних серійних, призводить до утворення дрібнозернистої дендритної структури металу швів. Проте через низький (0,15...0,17 %) вміст скандію у швах навіть при зварюванні з коливаннями дуги формування субденбритної структури не відбувається. Використання присадних дротів зі скандієм може зменшити ступінь розміцнення металу швів при зниженні у них загальної кількості основних легуючих елементів. Позитивний вплив добавок скандію разом із використанням коливань дуги на ступінь розміцнення та межу міцності металу швів при застосуванні присадного дроту системи легування Аl–Si. Проте максимальний рівень міцності як зварних з'єднань, так і металу швів забезпечується при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом сплаву Д16 товщиною 2 мм з серійними присадними дротами CвAMr6 та CвAMr63. Бібліогр. 21, табл. 2, рис. 3.

Ключові слова: алюмінієвий сплав Д16, аргонодугове зварювання неплавким електродом із коливаннями дуги, скандій, мікроструктура, твердість, границя міцності

Алюмінієві сплави різних систем легування широко використовуються для виготовлення космічної та авіаційної техніки, морських і річкових суден, залізничного й автомобільного транспорту та інших конструкцій відповідального призначення [1-3]. Значною мірою це зумовлено їх високою конструкційною міцністю, яка забезпечується оптимальним поєднанням характеристик міцності, що визначає матеріаломісткість конструкцій і трішиностійкості, що свідчить про їх опір крихкому руйнуванню і забезпеченню надійності та довговічності вузлів при їх експлуатації [4]. Для отримання нероз'ємних з'єднань із напівфабрикатів цих сплавів у більшості випадків використовують аргонодугове зварювання неплавким (вольфрамовим) електродом (АДЗНЕ), при якому формування шва відбувається в результаті розплавлення зварюваних кромок і присадного дроту та їх подальшої кристалізації [5]. При цьому метал шва має литу, як правило, великокристалічну структуру з яскраво вираженою орієнтацією дендритів, внаслідок чого його межа міцності для більшості термічно зміцнюваних сплавів не перевищує 50...60 % цього показника для основного матеріалу [6].

Тому для підвищення міцності швів необхідно створювати в процесі зварювання сприятливі умови для формування в них дрібнозернистої дезорієнтованої структури металу. Серед відомих широко використовуваних способів впливу на процеси кристалізації металу зварювальної ванни важливе місце займає застосування зварювальних дротів, модифікованих цирконієм, який виступає в якості примусових центрів кристалізації. Крім того, протягом тривалого часу досліджується ефективність застосування в якості модифікатора скандію, унікальність впливу якого зумовлена розмірно-структурною подібністю кристалічних гратниць алюмінію (0,4405 нм) і фази Al<sub>2</sub>Sc (0,4407 нм), завдяки чому частки останньої виступають зародками центрів кристалізації у швах [7-9]. В результаті забезпечується формування дрібнокристалічної структури швів, що позитивно впливає на їх фізико-механічні властивості [10].

Так, при зварюванні деформованих термічно незміцнюваних сплавів системи легування Al-Mg завдяки використанню присадних дротів зі скандієм відбувається дисперсійне твердіння та структурне зміцнення металу швів, що забезпечує підвищення їх межі міцності та межі плинності [6, 11]. Позитивно впливає введення скандію в присадні дроти і при зварюванні термічно зміцнюваних алюмінієвих сплавів системи легування Al-Mg-Li. Крім підвищення межі міцності швів безпосередньо після зварювання при термічній

Покляцький А.Г. - https://orcid.org/0000-0002-4101-2206, Федорчук В.С. - https://orcid.org/0000-0002-9929-3231,

Мотруніч С.І. - https://orcid.org/0000-0002-8841-8609, Фальченко Ю.В. - https://orcid.org/0000-0002-3028-2964,

Кисла Г.П. – https://orcid.org/0000-0003-0791-6903

<sup>©</sup> А.Г. Покляцький, В.Є. Федорчук, С.І. Мотруніч, Ю.В. Фальченко, Г.П. Кисла, 2020

обробці зварних з'єднань створюються сприятливі умови для додаткового їх зміцнення завдяки виділенню не тільки зміцнюючих часток основних легуючих елементів, але й дисперсних алюмінієво-скандієвих фаз [6, 12, 13].

Що стосується алюмінієвих сплавів, легованих міддю, то введення скандію може проявлятися по-різному. Інколи скандій з міддю можуть утворювати хімічне з'єднання (W-фазу), внаслідок чого його вплив на подрібнення структури металу шва та його зміцнення зменшуватиметься [14]. Крім того, збільшення об'ємної частки надлишкових фаз може призвести до зниження міцності, пластичності та в'язкості руйнування металу шва [15]. Проте експериментальні дослідження, проведені на сплавах 1201 та 1460, свідчать про зростання межі міцності швів, отриманих АДЗНЕ при використанні присадного дроту типу Св1201 з 0,5 % Sc [6]. Також спостерігається позитивний вплив скандію на фізико-механічні характеристики напівфабрикатів і зварних з'єднань сплавів системи легування Al-Zn-Mg-Cu [6, 16].

Іншим ефективним способом зміни умов кристалізації металу в процесі зварювання можуть бути різкі коливання розплаву зварювальної ванни, спричинені періодичною зміною силового впливу дуги в результаті пульсацій зварювального струму або відхилення її від вертикального положення [17, 18]. В результаті таких коливань відбувається періодичне оплавлення осей другого порядку утворюваних кристалів і підвищення активності центрів кристалізації внаслідок періодичної зміни температури металу на фронті кристалізації. Це призводить до порушення безперервності кристалізації та формування протяжних орієнтованих кристалів і сприяє утворенню дрібнозернистої дезорієнтованої структури металу шва [19].

При зварюванні тонколистових (<3 мм) напівфабрикатів, коли об'єм присадного дроту у шві незначний (<20 %), не вдається досягти оптимальної (0,3...0,4 % [20]) концентрації скандію в металі шва, при якій забезпечується формування субдендритної структури металу шва. Тому в таких випадках доцільно одночасно з використанням присадних дротів, модифікованих скандієм, виконувати дугове зварювання з коливаннями розплаву зварювальної ванни для гарантованого отримання дезорієнтованої дрібнозернистої дендритної структури по всьому об'єму металу швів [21].

Мета досліджень – оцінити вплив скандію в присадних дротах систем легування Al–Mg, Al–Cu, Al–Si та коливань дуги, спричинених пропусканням електричного струму через ділянку присадки, на формування структури швів, розміцнення металу та межу міцності зварних з'єднань і металу швів при АДЗНЕ тонколистового сплаву Д16.

Методика проведення досліджень. Автоматизоване АДЗНЕ стикових з'єднань листів алюмінієвого сплаву Д16 (мас. %: 4,5 Cu; 1,7 Mg; 0,53 Mn; 0,19 Si; 0,21 Fe; 0,11 Zr; 0,06 Ti; решта – Al) товщиною 2 мм виконували на змінному струмі з прямокутною формою хвилі частотою 200 Гц за допомогою зварювальної головки АСТВ-2м від джерела живлення МW-450 («Fronius», Австрія). Швидкість зварювання становила 20 м/год, величина зварювального струму – 170 А, а швидкість подачі присадного дроту діаметром 1,6 мм – 82 м/год. При зварюванні використовували серійні присадні дроти трьох систем легування: Al-Mg (СвАМг6), Al-Cu (Св1201) та Al-Si (СвАК5), а також аналогічні їм модифіковані цирконієм та скандієм – СвАМг63 (Al-6,2%Мg-0,6%Мn-0,2%Zr), CB1571 (Al-6,1%Mg-0,19%Mn-0,06%Zr-0,015Ti-0,52%Sc), CB1201Sc (Al-6%Cu-0,1%Ti-0,2%Zr-0,5%Sc) та СвАК5Sc (Al-5%Si-0,5%Sc). Крім того, для формування однорідної дрібнозернистої дезорієнтованої структури металу по всьому об'єму швів зварювання виконували з коливаннями розплавленого металу зварювальної ванни, спричиненими відхиленнями дуги від її вертикального положення внаслідок пропускання постійного («+» - на землю) електричного струму величиною 200 А через ділянку присадного дроту довжиною 25 мм безпосередньо перед потраплянням його в зварювальну ванну [18, 21].

Перед зварюванням проводили хімічне травлення листів по загальноприйнятій технології та механічну зачистку поверхонь і торців зварюваних кромок на глибину приблизно 0,1 мм. Листи сплаву в стані після загартування та природного старіння (границя міцності  $\sigma_{\rm B}$  = 445 МПа, відносне подовження  $\delta$  = 11 %) зварювали між собою вздовж напрямку їх вальцювання. Всі дослідження та випробування зразків зварних з'єднань проводили через 10...12 місяців після їх зварювання, коли відбувся процес їх природного старіння.

Твердість металу в різних зонах зварних з'єднань вимірювали на лицьових поверхнях зразків отриманих стиків після зачистки підсилення та проплаву швів урівень з основним матеріалом на приладі Роквелла при навантаженні P = 600 Н. Оцінку структурних особливостей зварних з'єднань здійснювали за допомогою оптичного електронного мікроскопа ММТ-1600В. Межу міцності зварних з'єднань ( $\sigma_{\rm B}^{3.3}$ ) визначали при статичному розтягуванні на універсальному сервогідравлічному комплексі МТS 318.25 стандартних плоских зразків із шириною робочої частини 15 мм із зачищеним проплавом шва, а межу міцності металу шва ( $\sigma_{\rm B}^{\rm M.Ш.}$ ) – на таких самих зразках із зачищеними підсиленням і проплавом шва.

#### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

		Межа міцності, МПа		
Вид АДЗНЕ	Присаднии дріт	0 <sup>3.3.</sup> B	о <sub>в</sub> <sup>м.ш.</sup>	
Звичайне	СвАМг6	<u>369352</u> 363	<u>345325</u> 335	
3 коливаннями дуги	СвАМг63	$\frac{364\dots 340}{359}$	<u>339321</u> 332	
3 коливаннями дуги	Св1571	<u>343332</u> 336	<u>330311</u> 320	
Звичайне	Св1201	$\frac{360\dots 340}{349}$	<u>318312</u> 315	
3 коливаннями дуги	Св1201Sc	<u>363341</u> 350	<u>319311</u> 315	
Звичайне	СвАК5	<u>347339</u> 342	<u>260255</u> 257	
З коливаннями дуги	СвАК5Sс	<u>362343</u> 350	<u>318308</u> 312	

Таблиця 1. Межа міцності зварних з'єднань сплаву Д16 товщиною 2 мм після їх природного старіння, отриманих АДЗНЕ з використанням різних присадних дротів

Примітка. У чисельнику приведені максимальні та мінімальні, а в знаменнику – середні значення показників за результатами випробування 4...6 зразків.

Аналіз хімічного складу зразків проводили на рентгенофлюорисцентному аналізаторі EXPERT3L. Суть хімічного аналізу полягала в енергодисперсійному рентгенофлюорисцентному елементному аналізі за методом фундаментальних параметрів зі збудженням характеристичного випромінювання атомів проби фотонами гальмівного спектра низькопотужної рентгенівської трубки і реєстрації цього випромінювання напівпровідниковим детектором з термоелектричним охолодженням.

Результати досліджень та їх обговорення. За результатами проведених досліджень встановлено, що при звичайному АДЗНЕ сплаву Д16 товщиною 2 мм із серійним присадним дротом СвАМг6 твердість металу в центральній частині шва знаходиться на рівні *HRB* 92,5...93,0, а в зоні сплавлення його з основним матеріалом – *HRB* 97,0...97,5 (рис. 1). Використання присадного дроту СвАМг63, який містить в якості модифікатора цирконій, практично не змінює характер



Рис. 1. Розподіл твердості у стикових з'єднаннях сплаву Д16 товщиною 2 мм після зварювання та їх природного старіння, отриманих АДЗНЕ з використанням присадних дротів різних систем легування та коливань дуги: *1* – CBAK5Sc з коливаннями дуги; *2* – CBAMr6; *3* – CB1571 з коливаннями дуги; *4* – CBAK5; *5* – CB1201; *6* – CB1201Sc з коливаннями дуги

розподілу твердості металу в зоні зварювання навіть при АДЗНЕ з коливаннями дуги, спричиненими пропусканням електричного струму через ділянку присадки. І, відповідно, межа міцності зварних з'єднань та межа міцності металу швів при статичному розтягуванні зразків, отриманих з присадними дротами СвАМг6 та СвАМг63, знаходяться приблизно на одному рівні (табл. 1). Застосування присадного дроту типу Св1571, що містить 0,52 % Sc, призводить до незначного зниження твердості металу в зоні формування нероз'ємного з'єднання. Так, у шві, отриманому АДЗНЕ із вказаним дротом та коливаннями дуги, твердість металу становить *HRB* 91,5...92,0, а в зоні сплавлення його з основним матеріалом -*HRB* 95,0...95,5. При цьому межа міцності зварних з'єднань і межа міцності металу швів дещо зменшуються та знаходяться на рівні 336 та 320 МПа, відповідно. Руйнування всіх зразків із зачищеним проплавом шва, отриманих із досліджуваними присадними дротами системи легування Al-Mg, при статичному розтягуванні відбувалося у зоні сплавлення шва з основним матеріалом, а зразків із зачищеними підсиленням і проплавом шва – у центральній частині шва (рис. 2).

За результатами проведених досліджень мікроструктури зразків отриманих зварних з'єднань встановлено, що незалежно від хімічного складу присадних дротів і наявності в них скандію, у швах утворюється дрібнозерниста дендритна структура металу (рис. 3), хоча дендритний параметр для металу швів може змінюватися при зварюванні з різними присадними дротами. Так, при використанні дроту СвАМг6 він становить 9,95 мкм, при використанні дроту СвАМг63 – 10,20 мкм, а дроту Св1571 – 12,36 мкм. Проведений аналіз хімічного складу зварних швів показав, що при використанні присадного дроту Св1571 вміст скандію в них знаходиться на рівні 0,17 % (табл. 2). Звичайно, що такої кількості скандію недостатньо для утворення первинних часток алюмініду скандію в металі шва. Тому використання цього присадного дроту навіть при АДЗНЕ з



Рис. 2. Зовнішній вигляд робочої частини зразків із зачищеним проплавом шва (*a*) та зачищеними підсиленням і проплавом шва ( $\delta$ -c) зі сплаву Д16 товщиною 2 мм після їх руйнування при випробуваннях, отриманих АДЗНЕ з використанням присадних дротів різних систем легування: *a* – Al–Mg, Al–Cu або Al–Si;  $\delta$  – Al–Mg; *e* – Al–Cu; *c* – Al–Si

коливаннями дуги не може забезпечити необхідних умов для формування субдендритної структури в металі шва, завдяки якій значно підвищується межа міцності швів. Крім того, результати аналізу хімічного складу швів свідчать про те, що при використанні цих дротів сумарна кількість основних легуючих елементів у металі швів, від якої залежить межа міцності останніх, різна: для СвАМг6 вона найбільша, а для Св1571 – найменша.

При АДЗНЕ сплаву Д16 з присадними дротами Св1201 та Св1201Sc системи легування Al–Cu твердість металу в зоні формування нероз'ємних з'єднань знаходиться на одному рівні – *HRB* 89,0...90,0 в металі швів і *HRB* 91,5...92,5 в зоні сплавлення їх із основним матеріалом. Звичайно, що при цьому забезпечуються однакові значення межі міцності зварних з'єднань (350 МПа) та межі міцності металу швів (315 МПа) при статичному розтягуванні зразків, отриманих із такими присадними дротами. Руйнування зразків із зачищеним проплавом шва відбувається по зоні сплавлення



Рис. 3. Мікроструктура металу швів сплаву Д16 товщиною 2 мм, отриманих АДЗНЕ з використанням присадних дротів: a - CBAMr6; $\delta - CBAMr63; s - CB1571; z - CB1201; <math>\partial - CB1201Sc; e - CBAK5;$  $\mathcal{K} - CBAK5Sc$ 

200 мкм

#### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Присадний дріт	Легуючі елементи, мас. %			Модифікатори, мас. %		
	Mg	Cu	Si	$\Sigma_{\rm Mg+Cu+Si}$	Zr	Sc
СвАМг6	3,22	2,79	-	6,01	-	-
СвАМг63	2,92	2,91	-	5,83	0,10	-
Св1571	2,61	3,00	-	5,61	0,05	0,17
Св1201	1,08	5,91	-	6,99	0,07	-
Св1201Sc	0,86	5,70	-	6,56	0,06	0,15
СвАК5	1,02	2,63	1,99	5,64	-	-
СвАК5Sc	1,06	2,87	1,78	5,71	0,06	0,15

Таблиця 2. Вміст основних легуючих елементів і модифікаторів у металі швів сплаву Д16 товщиною 2 мм, отриманих АДЗНЕ з використанням різних присадних дротів

шва з основним матеріалом, а зразків із зачищеними підсиленням і проплавом шва – по металу шва ближче до цієї зони сплавлення.

Дослідження мікроструктури металу швів, отриманих при АДЗНЕ з обома присадними дротами системи легування Al–Cu, дозволили встановити, що дендритний параметр для них однаковий та становить 12,36 мкм. Але при використанні присадного дроту зі скандієм сумарна кількість основних легуючих елементів у металі шва дещо нижча, ніж в отриманому з серійним присадним дротом. Очевидно, що саме завдяки наявності скандію у швах та застосуванню коливань дуги при їх зварюванні й вдається забезпечити такі ж значення дендритного параметра та границі міцності швів, як і при звичайному АДЗНЕ сплаву Д16 із серійним присадним дротом Cв1201.

Позитивний вплив добавок скандію разом із використанням АДЗНЕ з коливаннями дуги простежується при застосуванні присадного дроту системи легування Al-Si. Так, при звичайному АДЗНЕ сплаву Д16 з присадним дротом СвАК5 твердість металу в центральній частині шва знаходиться на рівні HRB 90,0...92,0, а в зоні сплавлення його з основним матеріалом – на рівні HRB 97,5...98,0. Застосування модифікованого скандієм присадного дроту CBAK5Sc при АДЗНЕ з коливаннями дуги забезпечує підвищення твердості металу в шві до *HRB* 95,0...96,5, а в зоні сплавлення його з основним матеріалом – до HRB 98,0...99,0. Відповідно й межа міцності металу швів, отриманих із присадним дротом зі скандієм, на 55 МПа перевищує цей показник для з'єднань, отриманих із серійним присадним дротом СвАК5, і знаходиться на рівні 312 МПа. При цьому наявність скандію у присадному дроті меншою мірою впливає на підвищення межі міцності зварних з'єднань, оскільки руйнування зразків із зачищеним проплавом шва відбувається по зоні сплавлення шва з основним матеріалом. А зразки із зачищеними підсиленням і проплавом шва при статичному розтягуванні руйнуються у центральній частині шва.

За результатом аналізу мікроструктури швів, отриманих із присадними дротами системи легування Al–Si, встановлено, що дендритний параметр для металу швів, зварених з використанням присадного дроту СвАК5, становить 11,66 мкм, а з використанням присадного дроту СвАК5Sc – 11,33 мкм. Крім того, результати дослідження хімічного складу металу швів свідчать про досить незначне збільшення сумарної кількості основних легуючих елементів у них при використанні присадного дроту зі скандієм. Тобто, наявність скандію у присадному дроті системи легування Al–Si разом із коливаннями дуги при АД3HE сплаву Д16 сприяють подрібненню дендритної структури металу швів і підвищенню їх межі міцності.

#### Висновки

1. При аргонодуговому зварюванні неплавким електродом алюмінієвого сплаву Д16 товщиною 2 мм з досліджуваними присадними дротами систем легування Al–Mg, Al–Cu та Al–Si, незалежно від наявності в них скандію, у швах утворюється дрібнозерниста дендритна структура металу. При цьому дендритний параметр для металу швів може змінюватися при використанні присадних дротів різного хімічного складу.

2. Наявність скандію у присадному дроті системи легування Al–Si разом з коливаннями дуги при зварюванні неплавким електродом цього сплаву сприяють подрібненню дендритної структури металу швів та підвищенню їх твердості та межі міцності.

3. Максимальний рівень міцності зварних з'єднань та металу швів забезпечується при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом сплаву Д16 товщиною 2 мм із серійними присадними дротами СвАМг6 та СвАМг63.

4. Використання присадних дротів систем легування Al-Mg та Al-Cu зі скандієм при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом тонколистового алюмінієвого сплаву Д16 з коливаннями дуги не дозволяє забезпечити у швах формування субдендритної структури металу та завдяки цьому значно підвищити їх міцність, а може лише дещо зменшити ступінь розміцнення металу швів при зниженні в них загальної кількості основних легуючих елементів.

#### Список літератури

- 1. Ищенко А.Я., Лабур Т.М., Бернадский В.Н., Маковецкая О.К. (2006) Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях. Киев, Экотехнология.
- Белецкий В.М., Кривов Г.А. (2005) Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник. Фридляндер И.Н. (ред.). Киев, КОМИНТЕХ.
- Каблов Е.Н. (2000) Основные направления развития материалов для авиакосмической техники XXI века. Перспективные материалы, 3, 27–36.
- Осташ О.П. (2015) Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. Т. 15. Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій. Панасюк В.В. (ред.), Львів, СПОЛОМ.
- Ищенко А.Я., Лабур Т.М. (2013) Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов. Киев, НПП «Издательство НАН Украины».
- Машин В.С., Покляцкий А.Г., Федорчук В.Е. (2005) Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, 9, 43–49.
- Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. (1996) О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония. Металловедение и термическая обработка металлов, 8, 25–30.
- 8. Бондарев Б.И., Елагин В.И. (1992) Новые алюминиевые сплавы, легированные скандием. *Технология легких сплавов*, **5**, 22–28.
- Ищенко А.Я. (2003) Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций. Прогресивні матеріали і технології у 2 т. Київ, Академперіодика, Т. 1, сс. 50–82.
- Мильман Ю.В. (2003) Влияние скандия на структуру, механические свойства и сопротивление коррозии сплавов алюминия. *Там же.* Київ, Академперіодика, Т. 1, сс. 335–360.
- 11. Рязанцев В.И., Филатов Ю.А. (2003) Технологические аспекты дуговой сварки алюминиевых сплавов со скандием. Авиационная промышленность, 1, 13–17.
- Туркина Н.И., Семенова Б.В. (1992) Структура и свойства сплавов системы Al-Mg-Li, легированных скандием. *Технология легких сплавов*, 1, 57–59.
- Братухин А.Г., Третьяк Н.Г., Склабинская И.Е. (1993) Структура и механические свойства сварных соединений алюминийлитиевых сплавов при сварке опытными присадками со скандием. *Там же.* 12, 11–15.
- Захаров В.В., Ростова Т.Д. (1995) Легирование скандием алюминиевых медьсодержащих сплавов. Металловедение и термическая обработка металлов, 2, 23–27.
- Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д., Филатов Ю.А. (1989) Некоторые металловедческие принципы легирования, технологии производства и термической обработки алюминиевых сплавов, содержащих скандий. *Технология легких сплавов*, 9, 27–34.
- Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Новиков И.И. и др. (1993) Сверхпластичность высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, легированных скандием. *Там же*, 7-8, 43–47.
- Бродягина И.В. (1998) Дуговая сварка алюминиевых сплавов с использованием магнитных полей. Сварочное производство, 9, 48–51.
- Покляцкий А.Г., Ищенко А.Я., Гринюк А.А. и др. (2002) Аргонодуговая сварка алюминиевых сплавов неплавящимся электродом с колебаниями дуги. Автоматическая сварка, 2, 18–22.
- Ищенко А.Я., Покляцкий А.Г., Лозовская А.В. и др. (1990) Влияние параметров низкочастотной модуляции разнополярного тока прямоугольной формы на структуру шва при сварке алюминиевых сплавов. *Там же*, 9, 23–27.
- Федорчук В.Е., Кушнарева О.С., Алексеенко Т.А., Фальченко Ю.В. (2014) Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов. *Там же.* 5, 30–34.
- Покляцкий А.Г., Мотрунич С.И. (2019) Прочность сварных соединений термоупрочненных алюминиевых сплавов при сварке ТИГ и СТП. Там же. 2, 17–24.

#### ISSN 0005-111X АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №2, 2020

#### References

- 1. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M., Bernadsky, V.N., Makovatskaya, O.K. (2006) *Aluminium and its alloys in modern welded structures*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) Aluminium alloys (composition, properties, technology, application): Refer. book. Ed. by I.N. Fridlyander. Kiev, KOMINTEX [in Russian].
- Kablov, E.N. (2000) Main directions of development of materials for aerospace engineering of 21st century. *Perspektivnye Materialy*, **3**, 27-36 [in Russian].
- Ostash, O.P. (2015) Fracture mechanics and strength of materials: Refer. book. Vol. 15. *Structure of materials and fatigue life of structure components*. Ed. by V.V. Panasyuk, Lviv, SPOLOM [in Ukrainian].
- Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) Welding of modern structures from aluminium alloys. Kiev, NPP NANU [in Russian].
- Mashin, V.S., Poklyatsky, A.G., Fedorchuk, V.E. (2005) Mechanical properties of aluminium alloys in consumable and nonconsumable electrode arc welding. *The Paton Welding J.*, 9, 39-45.
- Davydov, V.G., Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D. (1996) On alloying of aluminium alloys with scandium and zirconium additives. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, 8, 25-30 [in Russian].
- 8. Bondarev, B.I., Elagin, V.I. (1992) New aluminium alloys with scandium. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **5**, 22-28 [in Russian].
- Ishchenko, A.Ya. (2003) Aluminium high-strength alloys for welded structures. *In: 2 Vol.: Advanced materials and technologies*, Kyiv, Akademperiodika, Vol. 1, pp. 50-82 [in Russian].
- Milman, Yu.V. (2003) Effect of scandium on structure, mechanical properties and corrosion resistance of aluminium alloys. *Ibid.*, pp. 335-360 [in Russian].
- 11. Ryazantsev, V.I., Filatov, Yu.A. (2003) Technological aspects of arc welding of aluminium alloys with scandium. *Aviats. Promyshlennost*, **1**, 13-17 [in Russian].
- Turkina, N.I., Semenova, B.V. (1992) Structure and properties of Al-Mg-Li system alloys with scandium. *Tekhnologi*ya Lyogkikh Splavov, 1, 57-59 [in Russian].
- Bratukhin, A.G., Tretyak, N.G., Sklabinskaya, I.E. (1993) Structure and mechanical properties of welded joints of aluminium-lithium alloys in welding with scandium-containing test additives. *Ibid.*, 12, 11-15 [in Russian].
- Zakharov, V.V., Rostova, T.D. (1995) Alloying with scandium of aluminium copper-containing alloys. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, 2, 23-27 [in Russian].
- Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D., Filatov, Yu.A. (1989) Some physical metallurgy principles of alloying, production technology and heat treatment of aluminium scandium-containing alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 9, 27-34 [in Russian].
- Fridlyander, I.N., Senatorova, O.G., Novikov, I.I. et al. (1993) Superplasticity of high-strength alloys of Al-Zn-Mg-Cu system alloyed with scandium. *Ibid.*, **7-8**, 43-47 [in Russian].
- Brodyagina, I.V. (1998) Arc welding of aluminium alloys using magnetic fields. *Svarochn. Proizvodstvo*, 9, 48-51 [in Russian].
- Poklyatsky, A.G., Ishchenko, A.Ya., Grinyuk, A.A. et al. (2002) Consumable-electrode argon-arc welding of aluminium alloys with arc oscillations. *The Paton Welding J.*, 2, 18-22 [in Russian].
- Ishchenko, A.Ya., Poklyatsky, A.G., Lozovskaya, A.V. et al. (1990) Influence of low-frequency modulation parameters of rectangular-shaped heteropolar current on weld structure in welding of aluminium alloys. *Avtomatich. Svarka*, 9, 23-27 [in Russian].
- Fedorchuk, V.E., Kushnaryova, O.S., Alekseenko, T.A., Falchenko, Yu.V. (2014) Peculiarities of alloying of weld metal of high-strength aluminium alloy welded joints with scandium. *The Paton Welding J.*, 5, 28-32.
- 21. Poklyatsky, A.G., Motrunich, S.I. (2019) Strength of welded joints of heat-hardenable aluminium alloys in TIG and friction stir welding. *Ibid.*, **2**, 13-18.

# INFLUENCE OF SCANDIUM ON MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF D16 ALLOY PRODUCED USING FILLER WIRES OF DIFFERENT ALLOYING SYSTEMS

A.G. Poklyatskii<sup>1</sup>, V.E. Fedorchuk<sup>1</sup>, S.I. Motrunich<sup>1</sup>, Yu.V. Falchenko<sup>1</sup>, G.P. Kisla<sup>2</sup>

<sup>1</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

<sup>2</sup> NTTU «Igor Sikorskii KPI». 37 Peremohi Prosp., 03056, Kyiv, Ukraine.

The impact of scandium in filler wires of SvAMg6, Sv1201 and SvAK5 type, as well as arc oscillations, caused by electric current passage through the filler section, on weld structure formation was studied in nonconsumable electrode argon-arc welding of sheet aluminium alloy D16. Curves of metal hardness distribution in the welding zone are shown and strength limits of welded joints and weld metal after natural ageing of the samples are determined. It is shown that use of scandium filler wires, similar to standard batch-produced ones, leads to formation of a fine-grained dendritic structure of weld metal. However, the subdendritic structure does not form even in welding with arc oscillations, because of a low (0.15 - 0.17%) scandium content in welds. Use of scandium-containing filler wires can lower the degree of weld metal softening at lowering of the total content of the main alloying elements in them. Positive impact of scandium additives together with application of arc oscillations on the degree of softening and ultimate strength of weld metal is noticeable at application of filler wire of Al-Si alloying system. However, the maximum level of strength, both of the welded joints and the weld metal, is ensured in nonconsumable electrode argon-arc welding of D16 alloy 2 mm thick using batch-produced filler wires SvAMg6 and SvMg63. 21 Ref., 2 Tabl., 3 Fig.

*Keywords: D16 aluminium alloy, nonconsumable electrode argon-arc welding with arc oscillations, scandium, microstructure, hardness, ultimate strength* 

Надійшла до редакції 23.12.2019



# ДУГОВЕ ТА ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОВЕРХОНЬ РОБОЧИХ КОЛІС НАСОСІВ

О.С. Косторной, М.О. Лактіонов

АТ «Науково-дослідний і проектно-конструкторський інститут атомного та енергетичного насособудування». 40003, м. Суми, вул. 2-га Залізнична, 2, Україна. E-mail: www.vniiaen.sumy.ua

Розроблено технологію дугового роботизованого наплавлення в середовищі захисних газів ущільнюючих поверхонь робочих коліс насосів порошковим дротом марки ARTINIT DUR 500. Випробування наплавленого металу цього типу на стійкість проти корозії по ГОСТ 9.912-89 показали, що вона знаходиться на рівні сталі 12Х18Н12М3ТЛ. Застосування для наплавлення цих деталей порошкового дроту ARTINIT DUR500 передбачено відповідними стандартами: ГОСТ 31901-2013 (Додаток Н) і ГОСТ 33258-2015 (Додаток В). Розроблено також технологію плазмово-порошкового наплавлення ущільнювальних поверхонь робочих коліс насосів на автоматизованій установці РМ-302 з використанням порошків кобальтових сплавів (стеліта). Той чи інший метод наплавлення ущільнювальних поверхонь робочих коліс насосів вибирають виходячи з умов їх експлуатації та економічних показників. Бібліогр. 8, рис. 2.

Ключові слова: плазмово-порошкове наплавлення, дугове наплавлення, наплавлення ущільнювальних поверхонь, типи наплавленого металу, порошковий дріт для роботизованого наплавлення

У гідроагрегатах широко застосовуються з'єднання рухомих частин, які виконані з гарантованим малим зазором і забезпечують взаємне переміщення деталей і певну ступінь герметичності без спеціальних ущільнювачів і засобів. Подібне ущільнення, яке отримало назву щілинного, являє собою капілярну щілину, при відповідній величині і довжині якої може бути створено необхідний опір перетіканню рідини. Їх ущільнюючий ефект заснований на використанні гідравлічного опору кільцевих дроселів з малим радіальним зазором. Радіальний зазор приймають мінімальним за умови забезпечення надійного складання та роботи без металевого контакту обертових і нерухомих елементів насоса.

При експлуатації насосів поверхні, що сполучаються в зоні ущільнення, можуть руйнуватися в результаті корозійного і ерозійного впливу потоку робочого середовища. Неточності при складанні вузлів насосів, деформації валів і робочих коліс в процесі роботи можуть привести до місцевих контактів поверхонь щілинних ущільнень, що викликає механічне зношення поверхонь щілинного ущільнення від сил тертя. Вказані вище фактори є основними причинами передчасного виходу з ладу обладнання.

Виходячи з умов експлуатації насосів, ущільнювальні поверхні робочих коліс повинні відповідати таким вимогам:

 – бути стійкими проти ерозійного руйнування при впливі потоку робочого середовища;

 мати високу стійкість проти задирання та схоплювання поверхонь контакту;

 – бути стійкими проти загальної та міжкристалітної корозії;  – зберігати структурну стабільність в умовах контактного тертя і нагрівання.

Одночасно необхідно враховувати економічні та технологічні показники застосованих матеріалів.

У конструкціях насосів для атомної і теплової енергетики, нафтопромислового обладнання та хімічної промисловості широко використовуються робочі колеса зі сталей 10Х18Н9Л, 12Х18Н12МЗТЛ та їм подібних. В даний час основний спосіб отримання надійних ущільнювальних поверхонь робочого колеса насоса – наплавлення зносостійкими і корозійностійкими матеріалами. Є досвід застосування трьох типів матеріалів для наплавлення ущільнювальних поверхонь робочих коліс насосів з цих сталей [1].

До першого типу відносяться електроди марки ЦН-6Л і порошковий дріт ПП-АН133 [2], що забезпечують отримання наплавленого металу типу 08Х17Н8С6Г. Вони володіють задовільними зварювально-технологічними властивостями. Метал, наплавлений електродами ЦН-6Л і дротом ПП-АН133, має відносно невисоку схильність до утворення тріщин.

Другий тип наплавлювальних матеріалів, до якого відносяться електроди ЦН-12М і порошковий дріт ПП-АН157 [2], забезпечує наплавлений метал типу X16H8M5C5Г4Б, більш високу твердість і, відповідно, стійкість проти задирання і схоплювання в зоні контакту, в порівнянні з першим типом. Однак висока схильність такого металу до утворення тріщин вимагає високих температур підігріву виробів при наплавленні і негайної термообробки після наплавлення.

© О.С. Косторной, М.О. Лактіонов, 2020

При наплавленні запірної арматури і робочих коліс насосів застосовуються також стеліти – сплави на основі кобальту, які можна віднести до третього типу наплавлювальних матеріалів, що застосовуються для цих цілей. Наплавлений метал цього типу забезпечує найкращий комплекс необхідних властивостей – стійкість проти ерозії та корозії, відмінну зносостійкість при терті металу по металу і структурну стабільність в процесі нагрівання при терті [3].

Для закачування води в нафтові пласти з метою підтримання пластового тиску серійно випускаються відцентрові секційні насоси типу ЦНС-180. Пластові води є досить агресивними і тому для виготовлення насосів ЦНС застосовується сталь 12Х18Н12М3ТЛ. Поверхні робочих коліс в зонах щілинних ущільнень раніше наплавляли ручним аргонодуговим зварюванням прутками на основі кобальту марок Пр-ВЗК або Stellit 6. Процес наплавлення передбачав високий попередній підігрів (550...650 °C) і негайну термообробку після наплавлення.

З метою оптимізації процесу наплавлення була виконана робота, спрямована на вирішення наступних завдань:

- підвищити продуктивність праці;

 – знизити температуру попереднього і супутнього підігріву виробів при наплавленні;

- поліпшити умови праці зварювальників;

зменшити витрати на закупівлю наплавлювальних матеріалів.

Для автоматичного дугового наплавлення ущільнювальних поверхонь робочих коліс відцентрових секційних насосів типу ЦНС-180 був обраний дріт марки ARTINIT DUR500 фірми Bohler. Зварювально-технологічні властивості дроту оцінювали при дуговому наплавленні в аргоні окремих валиків на пластини зі сталей 12Х18Н10Т та 12X18H12M3TЛ. Визначили оптимальний режим зварювання, при якому спостерігається мінімальне розбризкування. Для вимірів твердості на пластини товщиною 16 мм із сталей 12Х18Н10Т та 12X18H12M3TЛ виконували наплавлення в один, два і п'ять шарів. Заміряли твердість наплавленого металу в початковому стані і після термообробки при різних температурах. Термообробка може підвищити твердість наплавленого металу; найбільш істотне підвищення твердості на 10...15 одиниць HRC спостерігається при термообробці в діапазоні температур 500...550 °С. При температурах близько 860 °С можливо зниження міцності наплавленого металу – відбувається коагуляція вторинних карбідів, в результаті чого знижується твердість наплавленого металу.

Мікроструктура наплавленого металу в початковому стані складається з аустеніту і фериту (більше 50 % феритної фази). Нагрівання і витримка при 550 °С не привели до значних змін мікроструктури. Спостерігається утворення надлишкових вторинних фаз переважно по межах і всередині феритних ділянок.

Випробування наплавленого металу на стійкість проти корозії виконали по інструкції ІЦК-01-99 (визначення вагових втрат) і по ГОСТ 9.912-89 [4]. Корозійна стійкість наплавленого металу виявилася на рівні сталі 12Х18Н12М3ТЛ.

Для уточнення технології виконали наплавлення натурного зразка, що імітує геометрію канавки і діаметр робочого колеса в зоні наплавлення. Наплавлення виконували без підігріву, температура зразка між наплавленням окремих шарів не перевищувала 400 °C. Після наплавлення забезпечувалося уповільнене охолодження зразка.

Візуальний контроль і кольорову дефектоскопію проводили після послідовного шліфування наплавленого металу на товщину 0,5 мм. При товщині наплавленого шару 2,5 мм виконано завершальне чистове шліфування. При візуальному огляді та контролі кольоровою дефектоскопією дефектів наплавленого металу не виявлено. Твердість наплавленого металу в початковому стані *HRC* 40...43, після термообробки при 860 °C – *HRC* 43...47.

Розроблена роботизована та механізована технологія дугового наплавлення в середовищі аргону ущільнюючих поверхонь робочих коліс ЦНС порошковим дротом марки DUR500 була впроваджена у виробництво. В даний час застосування для наплавлення порошкового дроту ARTINIT DUR500 передбачено стандартами: ГОСТ 31901-2013 (Додаток H) [5] і ГОСТ 33258-2015 (Додаток B) [1].

Для наплавлення ущільнювальних поверхонь робочих коліс насосів використовується також



Рис. 1. Установка для плазмово-порошкового наплавлення PM-302



Рис. 2. Плазмово-порошкове наплавлення робочого колеса насоса (*a*) та зовнішній вигляд наплавленої поверхні на малому (*б*) та більшому (*в*) діаметрах робочого колеса

плазмово-порошковий метод. Великою перевагою цього методу є невелике перемішування наплавленого металу з основним металом (3...8 %) і можливість наплавлення тонких шарів (0,5...3,0 мм). Завдяки малому проплавленню основного металу необхідна твердість і заданий хімічний склад наплавленого металу забезпечуються вже в першому наплавленому шарі [6–8].

Як наплавні матеріали в цьому випадку використовуються порошки сплавів на основі кобальту (стеліти) та нікелю (колмоної). У наших експериментах використовувався сплав на основі кобальту Стеліт 6.

Для наплавлення ущільнювальних поверхонь деталей насосів використовувалася універсальна автоматизована установка для плазмово-порошкового наплавлення РМ-302, яка виготовлена фірмою «Плазма-Майстер» (рис. 1).

Оператор установки РМ-302 перед наплавленням вводить основні параметри процесу: струм дуги прямої дії, витрату порошку, швидкість наплавлення, амплітуду та частоту коливань плазмотрона, зміщення дуги з зеніту та відстань від плазмотрона до виробу, витрату газів: плазмоутворюючого, що транспортує порошок, та захисного. Вибір параметрів залежить від розмірів наплавляючого шару, габаритів і конструкції виробів та теплофізичних властивостей основного і присадного матеріалу. Критеріями оптимальності обраних режимів служать хороше формування наплавленого валика, мінімальне проплавлення основного металу і відсутність дефектів в наплавленому шарі (тріщин, пор, неметалевих включень та ін.).

Наплавлення ущільнювальних поверхонь робочих коліс насосів на установці РМ-302 виконується в автоматичному режимі, що забезпечує високу якість наплавлених поверхонь (рис. 2). Візуальний контроль і кольорова дефектоскопія показали, що дефектів в наплавленому металі немає.

#### Висновок

Розроблено технологію дугового роботизованого наплавлення в середовищі захисних газів ущільнюючих поверхонь робочих коліс насосів порошковим дротом марки ARTINIT DUR 500. Розроблена також технологія плазмово-порошкового наплавлення цих деталей на автоматизованій установці PM-302 з використанням порошку кобальтового сплаву стеліт 6. Обидва методи забезпечують високу продуктивність і високу якість наплавленого металу при низькій витраті дорогих наплавлювальних матеріалів і мінімальних затратах. Вибір методу наплавлення ущільнювальних поверхонь робочих коліс насосів виконується виходячи з умов їх експлуатації та економічних показників.

#### Список літератури

- (2015) ГОСТ 33258-2015 Арматура трубопроводная. Наплавки и контроль качества наплавленных поверхностей. Технические требования.
- (1979) Наплавочные материалы стран членов СЭВ. Каталог. Фрумин И.И. (ред.). Киев–Москва, Международный центр научной и технической информации
- Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф. (1997) Свойства кобальтхромвольфрамовых наплавочных сплавов, легированных бором и никелем. Автоматическая сварка, 7, 14–18.
- (1989) ГОСТ 9.912-89 Единая система защиты от коррозии и старения. Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы испытаний на стойкость к язвенной коррозии.
- 5. (2013) ГОСТ 31901-2013. Арматура трубопроводная для атомных станций. Общие технические условия.
- 6. Переплетчиков Е.Ф. (2007) Плазменно-порошковая наплавка в арматуростроении. Киев, Экотехнология.
- 7. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. (2007) *Плазменная наплавка*. Киев, Экотехнология.
- Рябцев И.А., Сенченков И.К., Турик Е.В. (2015) Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование. Гливице, Изд-во Силезского политехнического института.

#### References

- 1. (2015) GOST 33258-2015: *Pipeline valves. Surfacing and quality control of surfaced surfaces. Technical requirements* [in Russian].
- (1979) Surfacing materials of countries-members of CMEA: Catalogue. Ed. by I.I. Frumin. Kiev-Moscow, Int. Center of Sci. and Techn. Information [in Russian].
- Gladky, P.V., Pereplyotchikov, E.F. (1997) Properties of cobalt-chrome-tungsten surfacing alloys doped with boron and nickel. *Avtomatich. Svarka*, 7, 14-28 (in Russian].
- 4. (1989) GOST 9.912-89: United system of corrosion and ageing protection. Corrosion resistant steels and alloys.

Methods of accelerated tests for resistance to pitting corrosion [in Russian].

- 5. (2013) GOST 31901-2013: Pipeline valves for nuclear stations. General specifications [in Russian].
- 6. Pereplyotchikov, E.F. (2007) *Plasma-powder surfacing in valve manufacturing*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Gladky, P.V., Pereplyotchikov, E.F., Ryabtsev, I.A. (2007) *Plasma surfacing*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turik, E.V. (2015) Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling. Gliwice, Silesia Polytechn. Inst.

### ARC AND PLASMA-POWDER SURFACING OF SEALING SURFACES OF PUMP IMPELLERS

O.S. Kostornoj, M.O. Laktionov

JSC «Research and Design Institute of Nuclear and Power Pump Construction»,

2, 2nd Zheleznodorozhnaya Str., 40022, Sumy, Ukraine. E-mail: www.vniiaen.sumy.ua

Technology of gas-shielded robotic arc surfacing of sealing surfaces of pump impellers with flux-cored wire of ARTINT DUR500 grade was developed. Corrosion resistance testing of deposited metal of this type to GOST 9.912-89 showed that it is on the level of 12Kh18N12M3TL steel. Application of flux-cored wire ARTINIT DUR500 for surfacing these parts is envisaged by the respective standards: GOST 31901-2013 (Appendix O) and GOST 33258-2015 (Appendix C). Technology of plasma-powder surfacing of sealing surfaces of pump impellers in automatic unit PM-302 with application of powders of cobalt alloys (Stellite) was also developed. A particular method of surfacing the sealing surfaces of pump impellers is selected proceeding from the conditions of their operation and economic parameters. 8 Ref., 2 Fig.

Keywords: plasma-powder surfacing, arc surfacing, surfacing of sealing surfaces, deposited metal type, flux-cored wire for robotic surfacing

Надійшла до редакції 24.10.2019



### ПАМ'ЯТІ О.М. ІВАНОВОЇ



На 87-му році пішла з життя кандидат технічних наук, лауреат Державної премії України в галузі науки і техніки, перший директор Міжнародної Асоціації «Зварювання» Ольга Миколаївна Іванова.

Після закінчення у 1956 р. Брянського інституту транспорт-

ного машинобудування за спеціальністю «Устаткування та технологія зварювального виробництва» працювала інженером-механіком. У 1959 р. почала працювати в ІЕЗ ім. Є.О. Патона у відділі фізико-металургійних процесів зварювання легких металів і сплавів під керівництвом професора Д.М. Рабкіна і у 1961 р. захистила кандидатську дисертацію. 20 років праці у цьому відділі спочатку були присвячені дослідженням і розробці технології зварювання нікелевих сплавів, а згодом технології автоматичного зварювання алюмінієвих сплавів вольфрамовим електродом.

У 1980 р. О.М. Іванова очолила відділ IE3 з міжнародного науково-технічного співробітництва країн-членів Ради Економічної Взаємодопомоги, який забезпечував координацію діяльності провідних дослідних інститутів і підприємств країн-членів РЕВ у галузі зварювання та споріднених технологій.

3 1991 р. О.М. Іванова — директор Міжнародної Асоціації «Зварювання». Ця організаційна структура стала спадкоємицею колишнього Координаційного центру з проблем «Зварювання» країн-членів РЕВ. Основні напрямки діяльності Міжнародної асоціації «Зварювання»: науково-технічна, інформаційно-рекламна, фінансово-економічна та видавнича. Завдяки міжнародній взаємодії в рамках Асоціації виконано низку розробок. Серед них треба відзначити найбільш вагомий проект Ольги Миколаївни — «Електричне зварювання живих м'яких тканин», учасниками якого стали фахівці IE3 ім. Є.О. Патона, медичних установ України, фінансової корпорації Consortium Service Management Group, Inc, CIIIA. Цей суспільно вагомий проект отримав Державну премію України в галузі науки і техніки у 2004 р. — за розробку та впровадження в клінічну практику хірургічних методів електрозварювання живих м'яких тканин. Під її керівництвом було налагоджено серійне виробництво апаратів для зварювання живих тканин та їх сертифікацію. Завдяки її плідній праці медичні заклади України отримали 200 одиниць сучасного медичного обладнання вітчизняного виробництва.

Під керівництвом О.М. Іванової Міжнародна Асоціація «Зварювання» провела десятки міжнародних конференцій з різних напрямків зварювальної науки і техніки як в Україні, так і в країнах близького та далекого зарубіжжя.

Світла пам'ять про О.М. Іванову надовго залишиться в серцях тих, хто її знав, працював та жив разом з нею.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України Міжнародна Асоціація «Зварювання»

### WireSense: ДРОТОВИЙ ЕЛЕКТРОД У ЯКОСТІ ДАТЧИКА

WireSense – це допоміжна система від компанії Fronius, яка покращує ефективність роботизованого зварювання. Дротовий електрод виконує функцію датчика для перевірки положення компонента перед кожним зварюванням. Точне визначення висоти і розташування країв листа або труби дає змогу уникнути багатьох виробничих дефектів і забезпечує ідеальний результат. Шви не потрібно переробляти, і обсяг браку суттєво знижується. Відмова від додаткових оптичних вимірювальних пристроїв сприяє суттєвому заощадженню часу і коштів.

Відхилення компонентів від умовного стандарту, зокрема, різноманітні повітряні зазори та допуски на затискання, можуть призводити до проблем під час зварювання. У найгіршому разі вони стають причиною зміни положення зварювання та недостатнього проплавлення зварного шва. Тому більшість компаній під час роботизованого зварювання використовують оптичні вимірювальні пристрої. Ці пристрої дорого коштують, обмежують доступ до компонентів, їх потрібно регулярно очищувати та додатково виконувати калібрування між центральною точкою інструмента (TCP) і датчиком. Компанія Fronius пропонує більш зручне, функціональне та надійне рішення – технологію WireSense.

**Принцип роботи WireSense**. Технологія WireSense не потребує використання додаткових компонентів обладнання – датчиком слугує дротовий електрод. Зварювальний пальник сканує компонент за допомогою операції зворотнього подавання дроту, а зварювальна система передає дані про висоту та положення країв на роботизова-



Використання дроту як датчика за новою технологією WireSense від Fronius



Дротовий електрод сканує компонент, визначаючи висоту і положення країв листа або труби

ну установку. Таким чином можна, скажімо, точно визначити краї перед зварюванням з'єднання внапуск, і система відреагує на виявлені відхилення. Роботизована установка коригує у відповідній програмі процес створення зварних швів.

Після оцінки відомостей щодо висоти роботизована установка визначає напрямок краю і його точну висоту. Крім того, вона визначає точний повітряний зазор між листами. Краї вимірюються з висоти 0,5 мм. Технологію WireSense можна використовувати для зварювання звичайної і нержавіючої сталі, алюмінію та інших сплавів. Найкраще переваги WireSense виявляються саме під час роботи з алюмінієм, оскільки він відбиває світло і цим перешкоджає роботі оптичних вимірювальних пристроїв.

Крім того, оптичні датчики зазвичай кріпляться на корпусі роботизованої установки і заважають руху її маніпулятора. Тож, якщо доступ до компонентів обмежений, використовувати камери або лазерні пристрої проблематично. Дротовий датчик не створює таких обмежень.

Важливий крок у розвитку адаптивного роботизованого зварювання. WireSense надає відомості про висоту країв, що спрощує вимірювання контурів компонентів і повітряних зазорів. Під час введення роботизованої установки в експлуатацію на ній можна задати та зберегти параметри зварювання для повітряних зазорів різних розмірів, щоб потім, визначивши особливості конкретного компонента за допомогою WireSense, просто застосувати потрібний профіль. Без датчиків робота йде повільно, оскільки зварювальник боїться пропустити повітряний зазор чи якесь інше відхилення, через яке шов вийде недостатньо проплавленим. Завдяки попередньому точному визначенню таких відхилень роботизована установка з'єднує компоненти на оптимальній швидкості і цикл триває менше часу.

У такий спосіб нова технологія WireSense забезпечує точне розташування зварних швів за оптимізованими параметрами. Це дає змогу значно зменшити кількість остаточних візуальних перевірок, виправлень і доробок, а також знизити обсяг браку. Результатом стане значне заощадження часу та коштів.

Вимоги. Технологію WireSense можна використовувати з будь-якою зварювальною системою TPS/i від компанії Fronius, пристосованою до зварювання CMT. Механізм Robacta Drive CMT, встановлений просто на корпусі пальника, забезпечує точний рух дроту, що вкрай важливо. Завдяки гнучкій конфігурації зварювальні системи Fronius можна за першої ж нагоди модернізувати відповідним чином.

За матеріалами прес-релізу компанії Fronius

### МІЖНАРОДНІ ТА ЄВРОПЕЙСЬКІ СТАНДАРТИ В ГАЛУЗІ ЗВАРЮВАННЯ ПЛАСТМАС

Згідно постанови Кабінету Міністрів України від 09.12.2014 № 695 та постанови Верховної Ради України від 11.12.2014 № 26 – VIII на державному рівні було прийнято рішення про припинення дії на території України стандартів колишнього СРСР та їх заміну національними стандартами, гармонізованими з міжнародними та європейськими стандартами. Визначено, що на час перехідного періоду зазначені стандарти залишатимуться діючими та мають припинити свою дію з 1 січня 2018 р.

Підкомітет ПК 9 «Зварювання та склеювання пластмас» Технічного комітету ТК44 «Зварювання та споріднені процеси» Національного органу стандартизації України, який діє в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ (далі ІЕЗ), з березня 2016 р. по жовтень 2019 р. підготовлював та у ці роки ДП «УкрНДНЦ» ввело міжнародні та європейські стандарти у галузі зварювання пластмас та споріднених процесів.

Згідно з вимогами стандарту ДСТУ 1.7:2015 ці стандарти були введені (методом підтвердження).

Усі стандарти (по цьому методу) видаються за одним «механізмом»:

- публікація (українською мовою) назви титульного листа стандарту;
- введення (англійською мовою) в дію стандарту в Україні.

Вже діє 51 міжнародний та європейський стандарт (дивись http: //nas.org.ua/ua), які були введені з 1 липня 2016 р. по 1 січня 2020 р.

Але ці стандарти можна назвати «живим організмом, який весь час оновлюється». Наприклад, згідно діючого у 1994 р. стандарту ISO 2818 та поправки до цього стандарту, в Україні (з 15 листопада 2018 р.) були введені:

- ДСТУ ISO 2818:2018 (ISO 2818: 1994, IDT) «Пластмаси. Підготування зразків для випробування механічним обробленням»;
- ДСТУ ISO 2818:2018/Поправка № 1:2018 (ISO 2818: 1994/Cor 1:2007, IDT) з цією ж назвою.

У грудні 2018 р. з цією ж назвою був введений новий стандарт ISO 2818, який замінив стандарти 1994 р., тому у першому кварталі 2019 р. ПК 9/ТК 44 підготував необхідний комплект документів, а з 1 липня 2019 р. з цією ж назвою ДП «УкрНДНЦ» ввело ДСТУ EN ISO 2818:2019 (ISO 2818:2018, IDT), при цьому було скасовано раніше діючі стандарти 2018 р.

У першому кварталі 2019 р. технічним комітетом CEN/TC 249 було введено європейський стандарт EN ISO 2818:2018, тому в третьому кварталі 2019 р. ПК 9/TK 44 підготував необхідний комплект документів, а з 1 січня 2020 р. з цією ж назвою ДП «УкрНДНЦ» ввело ДСТУ EN ISO 2818: 2019 (EN ISO 2818: 2018, IDT; ISO 2818: 2018, IDT), при цьому був скасований раніше діючий стандарт ДСТУ ISO 2818: 2019 (ISO 2818: 2018, IDT).

Це нова політика комітету CEN/TC 249, яка розпочалася на початку XXI століття по введенню стандартів ISO в європейську систему стандартизації.

Але комітет CEN/TC 249 також розробляє європейські стандарти, які діють тільки в Європі. На цей час в Україні вже введено 15 таких стандартів.

Першим, ще введеним з 01.07.2016 р., був стандарт ДСТУ EN 13067:2016 (EN 13067:2012, IDT) «Персонал, який виконує зварювання пластмас…» (дивись http: //nas.org.ua/ua).

У першому кварталі 2019 р., на підставі вимог введених у 2016–2018 рр. міжнародних та європейських стандартів, ІЕЗ, за участі спеціалістів ПК 9, для проведення навчання робітників розробив відповідну нормативно-технічну документацію та передав її «Українському атестаційному комітету зварювальників (далі – УАКЗ), а також провів необхідні заходи по навчанню експертів УАКЗ, які отримали диплом «Інспектора зі зварювання пластмас».

Починаючи з третього кварталу 2019 р., згідно діючої процедури, УАКЗ почав видавати робітникам «Сертифікат кваліфікаційних випробувань зварника пластмас».

Але з введенням з 1 січня 2020 р. нових стандартів необхідно буде розробляти зміни до цієї документації та передавати її УАКЗ, а також проводити навчання робітників (по цим змінам), тому що це безперервний процес отримання сучасних знань. Наприклад, у зв'язку з введеним ДСТУ ISO 21307:2019 (ISO 21307:2017, IDT) «Процедури для стикового з'єднання у трубних системах з поліетилену (PE)» (дивись http: //nas.org.ua/ ua) необхідно буде також розробити рекомендації на передові технології зварювання цих виробів та впровадити їх у виробництво.

Використана література: ДСТУ 1.7:2015 «Національна стандартизація. Правила та методи прийняття міжнародних і регіональних нормативних документів»; додаток «Діючі міжнародні та європейські стандарти, які були введені в Україні у галузі зварювання пластмас з 1 липня 2016 р. по 1 січня 2020 р.».

В.Л. Гохфельд, М.В. Юрженко

# КАЛЕНДАР КОНФЕРЕНЦІЙ, СЕМІНАРІВ та ВИСТАВОК у 2020 р.

Дата	Місце проведення	Назва
17–19 березня	Тампере, Фінляндія	Виставка зварювання, різання і з'єднання «Nordic Welding Expo-2020»
23-28 березня	Тбілісі, Грузія	20-й Міжнародний науково-технічний семінар «Сучасні питання ви- робництва та ремонту в промисловості та на транспорті»**
24-26 березня	Ташкент, Узбекистан	Міжнародна виставка «UzMetalMachExpo-2020»
24-27 березня	Новосибірськ, РФ	Виставка обладнання для металообробки і зварювання «Machex Siberia 2020»
30 березня–3 квітня	Дюссельдорф, Німеччина	Міжнародна виставка обладнання для виробництва та обробки дроту, кабелю та металовиробів**
31 березня-3 квітня	Київ, Україна	Київська технічна ярмарка**
7–9 квітня	Львів, Україна	Х Спеціалізована виставка «Метал. Обладнання. Інструмент»**
7-10 квітня	Мінськ, Білорусь	Міжнародна спеціалізована виставка «Зварювання та різання 2020»**
8-11 квітня	Осака, Японія	Міжнародна виставка технологій зварювання
28-30 квітня	Ессен, Німеччина	Ярмарка професійних технологій різання «Cutting World 2020»**
Травень	Київ, Україна	Конференція-виставка «Неруйнівній контроль-2020»**
Травень	с. Княжичі, Київська обл., Україна	Автоматизація зварювального виробництва**
11-13 травня	Монреаль, Канада	Міжнародна виставка металообробки та зварювання «ММТS-2020»
19-21 травня	Запоріжжя, Україна	Міжнародна виставка «Запорізький Промисловий Форум – 2020»**
19-22 травня	Тбілісі, Грузія	IV Міжнародна конференція «Сучасні технології та методи в матеріа- лознавстві неорганічних матеріалів»**
19-22 травня	Київ, Україна	Міжнародна конференція молодих професіоналів «YPIC and WRTS 2020»*
27-29 травня	Севілья, Іспанія	4-й Міжнародний конгрес «Технології зварювання та з'єднань» (під патронатом МІЗ)
Червень	с. Княжичі, Київська обл., Україна	Роботизація зварювального виробництва**
1-3 червня	Київ, Україна	Міжнародна конференція «Титан 2020: Виробництво та застосування»*
1-5 червня	Свалява, Закарпатська обл.	XX Міжнародна науково-технічна конференція «Інженерія поверхні та реновація виробів»
2-5 червня	Шеньжень, Китай	25-а Міжнародна Пекінська виставка зварювання та різання
10-12 червня	Відень, Австрія	Міжнародна конференція та виставка термічних покриттів (під патронатом МІЗ)
19-24 червня	Сінгапур	73-я асамблея Міжнародного інституту зварювання та наукова конференція**
26-28 серпня	Джакарта, Індонезія	Міжнародна виставка технологій зварювання і зварювального устаткування «InWelding 2020»
26-28 серпня	Нью-Делі, Індія	Міжнародна виставка та зварювального устаткування «СWE 2020»
2-4 вересня	Мішкольц, Угорщина	3-я Міжнародна конференція «Інженерія в автомобілебудуванні» (під патронатом МІЗ)
6-11 вересня	Аріель, Ізраїль	Міжнародна конференція «Технології матеріалів та моделювання»**
14-18 вересня	Одеса, Україна	Х Міжнародна конференція «Математичне моделювання та інформа- ційні технології в зварюванні та спорідненіх процесах»*
14-18 вересня	Одеса, Україна	XXIII Міжнародна конференція «Неруйнівний контроль та моніторінг технічного стану»*
16-17 вересня	Хьюстон, США	Конференція АЗТ «Зварювання алюмінію»
5–9 жовтня	Брно, Чехія	Міжнародна виставка зварювальної техніки «Welding Brno 2020»
6-8 жовтня	Амстердам, Нідерланди	Виставка обладнання для зварювання та різання металів та пластмас
13–15 жовтня	Сосновіце, Польща	VII Міжнародна зварювальна ярмарка ExpoWELDING та 62-а Міжнародна зварювальна конференція з проведенням Конгресу Міжнародного інституту зварювання**
13–16 жовтня	Москва, РФ	20-а Міжнародна виставка «Россварка/Weldex»
11-13 листопада	Санкт-Петербург, РФ	Міжнародна виставка «Зварювання / Welding 2020»
12-13 листопада	Тімішоара, Румунія	Міжнародна конференція «Інноваційні технології для з'еднання сучасних матеріалів»**
23-25 листопада	Мумбаї, Індія	Міжнародна виставка «India Essen Welding and Cutting 2020»
24-27 листопада	Київ, Україна	Міжнародний промисловий форум**

Захід проводить ІЕЗ ім. Є.О. Патона
 У заході приймають участь співробітники ІЕЗ ім. Є.О. Патона